

ŽELEZARSKI ZBORNIK

VSEBINA	Stran	CONTENTS	Page
Smajič Nijaz — Metalurški inštitut Ljubljana A. Lagoja, J. Arh — Železarna Jesenice FOSFOR V NERJAVNIH JEKLIH	165	<i>Smajič Nijaz — Metalurški inštitut Ljubljana A. Lagoja, J. Arh — Železarna Jesenice PHOSPHORUS IN STAINLESS STEEL</i>	165
Glogovac Branko — Metalurški inštitut Ljubljana T. Kolenko — VTOZD Montanistika Ljubljana A. Mandeljč, D. Mikec — Železarna Jesenice PREISKAVE POTISNE PEČI ZA OGREVANJE SLABOV	173	<i>Glogovac Branko — Metalurški inštitut Ljubljana T. Kolenko — VTOZD Montanistika Ljubljana A. Mandeljč, D. Mikec — Železarna Jesenice EXAMINATION OF THE PUSH — TYPE SLAB REHEATING FURNACE</i>	173
Vojvodič-Gvardjančič Jelena — Inštitut za metalne konstrukcije Ljubljana F. Vodopivec — Metalurški inštitut Ljubljana PRIMERJAVA RAZLIČNIH METOD PREIZKUŠNJA JEKLA NIOMOL 490 ZA DOLOČANJE LOMNIH KARAKTERISTIK PRI NIZKIH TEMPERATURAH	181	<i>Vojvodič-Gvardjančič Jelena — Inštitut za metalne konstrukcije Ljubljana F. Vodopivec — Metalurški inštitut Ljubljana COMPARISON OF DIFFERENT TEST METHODS OF THE NIOMOL 490 STEEL TO DETERMINE FRACTURE CHARACTERISTICS AT LOW TEMPERATURES</i>	181
Šegel Jože, S. Petovar — Železarna Ravne KONTINUIRNOST OBVLADOVANJA KALJIVOSTI JEKLA	197	<i>Šegel Jože, S. Petovar — Železarna Ravne CONTINUITY OF STEEL HARDENABILITY CONTROL</i>	197

LETO 24 ŠT. 4 — 1990
ŽEZB BQ 24(4) 165—204(1990)

ŽELEZARSKI ZBORNIK

Izdajajo skupno Železarne Jesenice, Ravne, Štore in Metalurški inštitut Ljubljana

UREDNIŠTVO

Glavni in odgovorni urednik: J. Arh

Uredniški odbor: A. Kveder, J. Rodič, A. Paulin, F. Grešovnik, F. Mlakar, K. Kuzman, J. Jamar

Tehnični urednik: J. Jamar

Lektor: R. Razinger

Prevodi: A. Paulin, N. Smajić (angleški jezik), J. Arh (nemški jezik), L. Puš (ruski jezik)

NASLOV UREDNIŠTVA: Železarski zbornik, SŽ-Železarna Jesenice, 64270 Jesenice, Jugoslavija

TISK: TK Gorenjski tisk, Kranj

IZDAJATELJSKI SVET:

prof. dr. M. Gabrovšek (predsednik), Železarna Jesenice
dr. B. Brudar, Iskra, Kranj

prof. dr. V. Čižman, Univerza v Ljubljani

prof. dr. D. Drobňjak, Univerza v Beogradu

prof. dr. B. Koroušić, Metalurški inštitut Ljubljana

prof. dr. L. Kosec, Univerza v Ljubljani

prof. dr. J. Krajcar, Metalurški inštitut Sisak

prof. dr. A. Križman, Univerza v Mariboru

dr. K. Kuzman, Univerza v Ljubljani

dr. A. Kveder, Metalurški inštitut v Ljubljani

prof. dr. A. Paulin, Univerza v Ljubljani

prof. dr. Z. Pašalić, Železarna Zenica

prof. dr. C. Pelhan, Univerza v Ljubljani

prof. dr. V. Prosenc, Univerza v Ljubljani

prof. dr. B. Sicherl, Univerza v Ljubljani

dr. N. Smajić, Metalurški inštitut v Ljubljani

prof. dr. J. Sušnik, Zdravstveni dom Ravne

dr. L. Vehovar, Metalurški inštitut Ljubljana

prof. dr. F. Vodopivec, Metalurški inštitut Ljubljana

Published jointly by the Jesenice, Ravne and Štore Steelworks, and The Institute of Metallurgy Ljubljana

EDITORIAL STAFF

Editor: J. Arh

Associate Editors: A. Kveder, J. Rodič, A. Paulin, F. Grešovnik, F. Mlakar, K. Kuzman, J. Jamar

Production editor: J. Jamar

Lector: R. Razinger

Translations: A. Paulin, N. Smajić (English), J. Arh (German), L. Puš (Russian)

EDITORIAL ADDRESS: Železarski zbornik, SŽ-Železarna Jesenice, 64270 Jesenice, Jugoslavija

PRINT: TK Gorenjski tisk, Kranj

EDITORIAL ADVISORY BOARD:

prof. dr. M. Gabrovšek (Chairman), Iron and Steel Works, Jesenice

Dr. B. Brudar, Iskra, Kranj

Prof. Dr. V. Čižman, University of Ljubljana

Prof. Dr. D. Drobňjak, University of Belgrade

Prof. Dr. B. Koroušić, Institute of Metallurgy, Ljubljana

Prof. Dr. L. Kosec, University of Ljubljana

Prof. Dr. J. Krajcar, Institute of Metallurgy, Sisak

Prof. Dr. A. Križman, University of Maribor

Dr. K. Kuzman, University of Ljubljana

Dr. A. Kveder, Institute of Metallurgy, Ljubljana

Prof. Dr. A. Paulin, University of Ljubljana

Prof. Dr. Z. Pašalić, Iron and Steel Works, Zenica

Prof. Dr. C. Pelhan, University of Ljubljana

Prof. Dr. V. Prosenc, University of Ljubljana

Prof. Dr. B. Sicherl, University of Ljubljana

Dr. N. Smajić, Institute of Metallurgy, Ljubljana

Prof. Dr. J. Sušnik, Health Centre, Ravne

Dr. L. Vehovar, Institute of Metallurgy, Ljubljana

Prof. Dr. F. Vodopivec, Institute of Metallurgy, Ljubljana

ŽELEZARSKI ZBORNIK

IZDAJAJO ŽELEZARNE JESENICE, RAVNE, ŠTORE IN METALURŠKI INŠTITUT

LETO 24

LJUBLJANA

DECEMBER 1990

Vsebina	Stran	Contents	Page
N. Smajić, A. Lagoja, J. Arh Fosfor v nerjavnih jeklih UDK: 669.046.545.2: 669.15—194.56 ASM/SLA: D11s, EGj42, SSe	165	<i>N. Smajić, A. Lagoja, J. Arh</i> Phosphorus in Stainless Steel UDK: 669.046.545.2: 669.15—194.56 ASM/SLA: D11s, EGj42, SSe	165
B. Glogovac, T. Kolenko, A. Mandeljc, D. Mikec Preiskave potisne peči za ogrevanje slabov UDK: 621.783.223.2.004.6: 669—412: 519.87 ASM/SLA: W20h, U4 F21b, 18—72, 5—59	173	<i>B. Glogovac, T. Kolenko, A. Mandeljc, D. Mikec</i> Examination of the Push-Type Slab Reheating Furnace UDK: 621.783.223.2.004.6: 669—412: 519.87 ASM/SLA: W20h, U4 F21b, 18—72, 5—59	173
J. Vojvodič-Gvardjančič, F. Vodopivec Primerjava različnih metod preizkušanja jekla Niomol 490 za določanje lomnih karakteristik pri nizkih temperaturah UDK: 620.178.74.001.36: 669—973: 669.14.018.41 ASM/SLA: Q26s, Q26n, SGBr, 1—54	181	<i>J. Vojvodič-Gvardjančič, F. Vodopivec</i> Comparison of Different Test Methods of the Niomol 490 Steel to Determine Fracture Characteristics at Low Temperatures UDK: 620.178.74.001.36: 669—973: 669.14.018.41 ASM/SLA: Q26s, Q26n, SGBr, 1—54	181
J. Šegel, S. Petovar Kontinuirnost obvladovanja kaljivosti jekla UDK: 620.179.3: 669.14: 681.3.06 ASM/SLA: J5, ST6, U4k, S12, 1—61	197	<i>J. Šegel, S. Petovar</i> Continuity of Steel Hardenability Control UDK: 620.179.3: 669.14: 681.3.06 ASM/SLA: J5, ST6, U4k, S12, 1—61	197



BBE9236



Fosfor v nerjavnih jeklih

Phosphorus in Stainless Steel

 N. Smajlič^{*1}, A. Lagoja^{*2}, J. Arh^{*2}

 UDK: 669.046.545.2:669.15-194.56
 ASM/SLA: D11s, EGj42, SSe

Problem fosforja v nerjavnih jeklih je že dosegel kritične razsežnosti. Uporaba cenenejšega starega železa s povsem neznanom, občasno zelo visoko vsebnostjo fosforja in lastnega povratnega materiala v vložku je osnovni vzrok akumulacije fosforja v nerjavnih jeklih. Poleg splošnih podatkov, ki kažejo postopno rast vsebnosti fosforja v naših nerjavnih jeklih, članek obravnava teoretske osnove in tehnološke možnosti odfosforenja nerjavnih talin v oksidacijskih in redukcijskih pogojih.

The problem of phosphorus in stainless steel has gradually become critical. The utilization of recirculatory tailings and cheap scrap which contains completely unknown and occasionally very high amounts of phosphorus is the main reason for the accumulation of phosphorus in stainless steel. Besides general data describing steady rise in phosphorus content of our stainless steel the work deals with thermodynamical possibilities and technological potentials of dephosphorization of stainless steel in oxidizing and reducing conditions.

UVOD

Nove jeklarske tehnologije, napredek na področju izdelave nerjavnih jekel, čedalje ostrejša konkurenčna borba na svetovnem tržišču in precejšnja vlaganja v raziskovalno delo so privedli do stalno rastočih zahtev v pogledu čistosti nerjavnih jekel.

V Slovenskih železarnah smo se uspešno vključili v ta razvoj in smo v fazi optimiranja in racionalizacije proizvodnje nerjavnih jekel. Raziskovalno delo poteka v okviru projekta **Nerjavna jekla**, v katerem je izpostavljen med drugimi tudi problem fosforja v nerjavnih jeklih. Problem fosforja v nerjavnih jeklih je splošno znan, ker sta afiniteti fosforja in kroma do kisika približno enaki. To pomeni, da fosforja ne moremo selektivno oksidirati, ker istočasno poteka tudi oksidacija kroma. Problem je aktualen že nekaj let in se čedalje bolj zaostre zaradi naraščajočih zahtev po jeklih z minimalno vsebnostjo fosforja, posebno pri nerjavnih jeklih, namenjenih za izdelavo varilne žice oz. elektrod za varjenje nerjavne pločevine. Ker je več kot 70 % svetovne proizvodnje nerjavnega jekla ploščati program v obliki pločevine in trakov in ker so varjene konstrukcije praktično popolnoma odrinile zakovičene, se pojavlja problem fosforja v toplotni obremenjeni coni. Fosfor tako kot žveplo povzroča tako imenovano vročo razpokljivost (1, 2) v varilni oz. toplotno obremenjeni coni. Fosfor v nerjavnem jeklu, predvsem v avstenitnem jeklu, npr. 18/8, pa je še posebno škodljiv, ker povzroča t. im. napetostno korozijo (2, 3). Povečanje vsebnosti nikla zmanjšuje občutljivost na napetostno korozijo v kloridnih medijih, vendar so potrebni zelo veliki

INTRODUCTION

New steelmaking technologies, development in the field of stainless steel production, ever increasing competitiveness on world market and ample investments in research and development have resulted in growing demands for cleaner steel. This trend holds also for Slovenian ironworks (Slovenian Ironworks) where the research aimed at optimization and rationalization of the production of stainless steel has been established in the form of **Stainless Steel** project which also includes the phosphorus problem. The problem of phosphorus in stainless steel is well known. The cause for it lies in similar affinities of chromium and phosphorus for oxygen. Therefore, selective oxidation of phosphorus is not possible because of simultaneous oxidation of chromium. The problem has been noted for a number of years growing ever worse due to a steady increase in demand for stainless steel with the lowest phosphorus content possible especially for welding electrodes and filler materials utilized when welding stainless construction, tubes, plates, sheet and strip. Since more than 70 % of stainless steel is used as flat products in the form of sheet and strip mainly and because the riveted construction has been almost completely suppressed by welded one the phosphorus gained importance since its harmful influence in heat treated zone of welded construction is specially emphasized. Phosphorus as well as sulfur is responsible for hot shortness (1, 2). Phosphorus in austenitic stainless steel is particularly harmful (2, 3) because of stress corrosion cracking (SCC). An increase in nickel content diminishes susceptibility to SCC in chloride environment but the required Ni content is high and amounts even to 40% Ni in order to eliminate the danger of SCC which is too expensive. The solution of phosphorus problem can be sought for on the basis of theory of metallurgical processes i.e., metallurgical thermodynamics. First of all at

^{*1} Dr. Nijaz Smajlič, dipl. ing. met., — SŽ — Metalurški inštitut Ljubljana, Lepi pot 6, 61000 Ljubljana

^{*2} Aleš Lagoja, Joža Arh — Železarna Jesenice

Originalno objavljeno: ŽZb 24 (1990) 4

*** Rokopis prejet: september 1990

dodatki — do 40 % Ni, če želimo zagotovo preprečiti pojav napetostne korozije, kar je seveda izredno drago.

Razrešitev problema fosforja v nerjavnem jeklu lahko poiščemo na osnovi teorije metalurških procesov oz. predvsem na termodinamični osnovi. Najprej je treba temeljito raziskati vse možnosti vsaj delno selektivne oksidacije fosforja ob neizogibnem, toda še sprejemljivem obsegu istočasne oksidacije kroma v žilindro. Odgovoriti moramo torej na vprašanje: v koliki meri in na kakšen način lahko zvišamo aktivnost fosforja in zmanjšamo aktivnost kroma ter tako uresničimo vsaj delno selektivno oksidacijo fosforja. Vprašanje pa je tudi, ali lahko poteka odfosforenjenje nerjavnega jekla v redukcijskih pogojih, kar je druga smer raziskav, ki zelo intenzivno potekajo zadnjih deset let na tem področju.

AKUMULACIJA FOSFORJA

Vzroki akumulacije fosforja v nerjavnih jeklih

Ker za odfosforenjenje nerjavnega jekla nimamo ustreznega tehnološkega postopka, z uporabo cenenega starega železa in povratnega nerjavnega jekla prihaja do postopne, vendar neizogibne akumulacije fosforja v nerjavnih jeklih. Stanje je zelo resno tudi pri največjih svetovnih proizvajalcih nerjavnega jekla. Najboljši dokaz je zelo intenzivno raziskovalno delo (1—24) na tem področju zadnjih 10—15 let, t. j. v času, ko je konti litje nerjavnega jekla bilo že vpeljano. S konti litjem se močno zmanjša delež povratnega materiala in s tem tudi nevarnost nadaljnjega kopičenja fosforja. Toda stalno naraščajoče zahteve po odpornosti na napetostno krozižo, ki so jo nekoč imeli za »Ahilovo peto« nerjavnega jekla, in nevarnost, ki jo predstavlja fosfor v varjenih konstrukcijah ter škodljivi vpliv fosforja na predelavnost v vročem (hot shortness) so privedli do zahtev po zelo nizki vsebnosti fosforja v nerjavnih jeklih, namenjenih občutljivim in zahtevnim aplikacijam, kot so nuklearni reaktorji, termoelektrarne, raketna in letalska industrija, ipd. Za take in podobne namene so začeli uporabljati zelo drage surovine z izredno nizko vsebnostjo fosforja, kot je feromangan sur affine, Mond nikel, elektrolitski krom (1) ipd., kar je še bolj spodbudilo raziskave različnih možnosti odfosforenjenja nerjavnega jekla. Le za ilustracijo postopnega naraščanja fosforja v naših nerjavnih jeklih podajamo **sliko 1**, na kateri jasno vidimo naraščanje vsebnosti fosforja v obdobju 1976—1988 za avstenitna nerjavna jekla ACRONI 11 Ti in ACRONI 11 ex.

Vpliv sestavljanja vložka

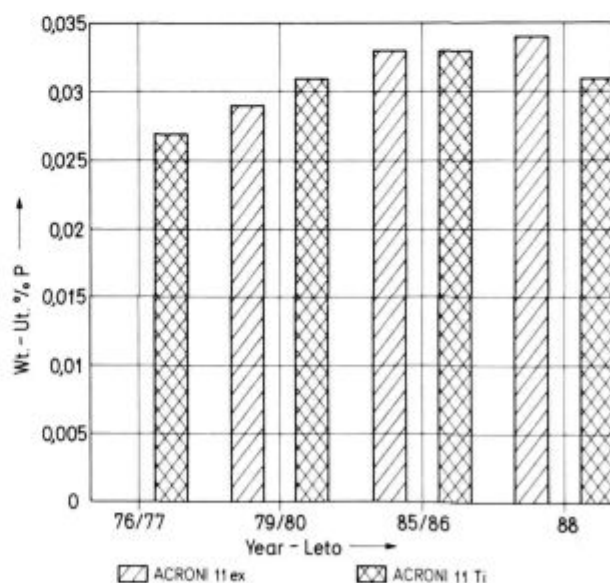
Način sestavljanja vložka ima izredno velik vpliv na obseg in potek akumulacije fosforja v nerjavnih jeklih. Vse jeklarne, ki so večinoma uporabljale tehnologijo pretapljanja lastnih odpadkov, kot se imenuje delo, pri katerem je vložek sestavljen iz 100 % lastnega povratnega nerjavnega jekla, so danes v občutno boljšem položaju glede vsebnosti fosforja v svojem nerjavnem jeklu v primerjavi z jeklarnami, ki so lastno nerjavno jeklo — povratni material — redno uporabljale kot **delež vložka**. V jeklarnah, kjer so vložek sestavljali tako, da je bil delež povratnega lastnega nerjavnega jekla 25—45 %, so za del vložka morali uporabljati staro železo. Vsebnosti fosforja v starem železu pa praktično ne moremo kontrolirati. Lahko le po raztalitvi ugotovimo veliko vsebnost fosforja, toda talina že vsebuje krom in je odfosforenjenje praktično nemogoče. Če ni konti litja, se 30—40 % tega materiala vključi v povratni material, ki stalno kroži, kar pomeni, da poraste vsebnost fosforja v tem povratnem materialu, s tem pa tudi v novem nerjavnem jeklu. To je osnovni vzrok, zaradi katerega je vsebnost fosforja v

least partially selective oxidation of phosphorus must be examined bearing in mind that only limited oxidation of chromium can be tolerated. Therefore, possible diminution of chromium activity coupled with simultaneous increase in phosphorus activity and method to achieve it must be investigated. Dephosphorization of stainless melt under reducing conditions is another direction which has been for more than ten years intensely examined.

ACCUMULATION OF PHOSPHORUS

Causes for accumulation of phosphorus in stainless steel

Since technology for dephosphorization of stainless steel is not available the use of stainless scrap together with commercial iron scrap with unknown and unpredictable phosphorus content results in continuous accumulation of phosphorus in stainless steel. The situation is quite serious which is reflected by intensification of research work (1—24) during the last 10—15 years in this field i.e., even after the continuous casting was introduced. The substitution of continuous casting for ingot casting drastically reduced the amount of recirculating stainless material. Consequently, the danger of phosphorus accumulation in stainless steel has also been diminished. However, growing demands for generally cleaner stainless steel, better resistance to stress corrosion cracking (SCC), lower phosphorus content to evade the hot shortness and to decrease problems associated with harmful phosphorus influence especially in welded constructions resulted in demands for very low phosphorus content in stainless steel for nuclear reactors, thermal power stations, rocket, aviation and space technology, etc. To satisfy rigorous requirements for such applications expensive raw materials with very low phosphorus content like ferro manganese suraffine, Mond nickel, electrolytic chromium (1) et. must be utilized. The resulting rise in production costs has given a



Slika 1
Postopni porast vsebnosti fosforja v naših avstenitnih nerjavnih jeklih ACRONI 11 ex in ACRONI 11 Ti.

Fig. 1
Gradual increase in the phosphorus content of our austenitic stainless steel ACRONI 11 ex and ACRONI 11 Ti.

nerjavnem jeklu številnih jeklarň že na zdavnaj postavljene in zastareli zgornji dopustni meji 0.030—0.040 % P ali zelo blizu nje. Ta način dela je praktično onemogočil odfosforenje, ker bi bilo skrajno neracionalno založiti npr. samo 25 % vložka v obliki starega železa in odstraniti fosfor z žlindro na znan in razmeroma preprost način (primerna bazičnost in dodatek Fe rude oz. lastne škae) ter šele potem dodati ostali del vložka, ki vsebuje krom.

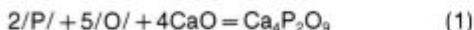
Druga, nekoliko bolj racionalna možnost je uporaba lastnega čistega vložka namesto starega železa, z neznan vsebnostjo fosforja. Čisti vložek pa seveda moramo izdelati iz takega starega železa. To metodo lahko uporabimo le v posebnih primerih, ko zavestno in ne glede na stroške želimo izdelati nerjavno jeklo s posebno nizko vsebnostjo fosforja, npr. za visoko kvalitetne elektrode oz. dodatne materiale za varjenje nerjavnih jekel.

Vpliv konti litja

Vse inovacije v jeklarstvu so se skoraj vedno najprej začele uporabljati pri izdelavi nerjavnih jekel, ker so zaradi visoke cene tudi možni prihranki bistveno večji. Tako so tudi konti litje takoj aplicirali na nerjavna jekla, kar je imelo za rezultat bistveno večji izkoristek, produktivnost in proizvodnjo ter nižje proizvodne, predvsem energetske stroške. Dodatni, torej postranski učinek je pri tem bistveno znižanje kopičenja fosforja v nerjavnih jeklih, ker se je s konti litjem močno znižal delež povratnega materiala.

TEORETSKE OSNOVE ODFOSFORENJA NERJAVNIH JEKEL

Fosfor, raztopljen v staljenem železu ali jeklu, ima podobno kot krom razmeroma visoko afiniteto do kisika. To seveda pomeni, da je nemogoče oziroma zelo težko tako izbrati delovne pogoje oksidacije, da oksidiramo fosfor brez občutnih izgub kroma, ki se pri tem tudi oksidira v Cr₂O₃ oz. Cr₃O₄. Fosfor oksidira v fosfor pentoksid (P₂O₅), katerega aktivnost začne naraščati, dokler ne doseže tolikšne vrednosti, da se oksidacija fosforja ustavi. Če pa dodamo apno, s katerim reagira fosfor pentoksid v 3CaO.P₂O₅ oz. v 4CaO.P₂O₅, aktivnost P₂O₅ v žlindri pade in se oksidacija fosforja lahko nadaljuje. Proces lahko opišemo z naslednjo enačbo:



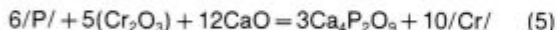
$$\Delta G^\circ = -1336600 + 546,8 T \text{ (Joulov)} \quad (2)$$

Če upoštevamo, da je nosilec kisika Cr₂O₃, t.j. če upoštevamo reakcijo:



$$\Delta G^\circ = -707800 + 303,7 T \text{ (Joulov)}, \quad (4)$$

lahko opišemo proces prenosa fosforja iz nerjavne taline v žlindro z reakcijo:



$$\Delta G^\circ = -470800 + 121,9 T \text{ (Joulov)} \quad (6)$$

S stališča teorije metalurških procesov za odfosforenje je potrebno zagotoviti naslednje ugodne pogoje:

- velika bazičnost žlindre,
- zadosten oksidacijski potencial žlindre,
- čim nižja temperatura,
- nizko tališče žlindre, kar lahko dosežemo z dodatkom jedavca, sode, kloridov itd.
- dobro tekočo žlindro — po potrebi dodatek CaF₂,
- nizko vsebnost Si in Mn v vložku,
- čim hitrejše tvorbo žlindre, t.j. raztapljanja apna,
- zadostno količino žlindre,

new and strong impetus for investigation of different possibilities for dephosphorization of stainless steel. Gradual increase in phosphorus content of our ACRONI 11 Ti and ACRONI 11 EX austenitic stainless steel from 1976 to 1988 is clearly seen in fig. 1.

Influence of metallic charge

The rate of phosphorus accumulation significantly depends on the method used to make up the charge. Steelworks which have utilized stainless tailings by remelting practice where the metallic charge is composed 100 % from stainless scrap are in a better position today in respect to phosphorus in stainless steel as compared to steelworks which have regularly utilized stainless tailings as a part of metallic charge. In such case there are 25 % to 45 % of recirculating stainless material which combined with the use of cheap commercial scrap with unpredictable amount of phosphorus results in phosphorus accumulation. This is the main cause for the fact that phosphorus in stainless steel of numerous steelworks has approached to or already reached the old and outdated tolerance 0.030—0.040 % P limit.

To charge and melt first only scrap which makes approx. only 25 % of metallic charge and perform the standard and well known dephosphorization treatment requiring high basicity and adequate oxygen potential before the addition of chromium bearing charge is impractical. Another hardly more rational possibility is to utilize scrap for the production of pure "virgin" charge which is subsequently used instead of scrap. This way can be used only in special cases where strict requirements for very low phosphorus contents must be fulfilled e.g., high quality electrode material for stainless steel welding.

Influence of continuous casting

All innovations in steelmaking have firstly been applied in the production of stainless steel because of comparatively high production costs and the highest potential savings. Thus continuous casting too was at first applied to stainless steel resulting in notably higher yield, productivity and production at lower production especially energy costs. Additional effect was a sharp decrease in recirculatory tailings with favorable influence on phosphorus accumulation.

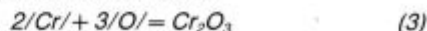
THEORETICAL PRINCIPLES OF STAINLESS STEEL DEPHOSPHORIZATION

Phosphorus dissolved in molten iron has similarly as chromium a comparatively high affinity to oxygen. It means that it is hardly possible to use the oxidation conditions appropriate for efficient oxidation of phosphorus without accompanying oxidation of chromium to Cr₂O₃ and Cr₃O₄. Phosphorus oxidizes to (P₂O₅) which activity begins to increase until the oxidation finally stops. However, in the presence of CaO dissolved in slag (P₂O₅) reacts with CaO into 3CaO.P₂O₅ or 4CaO.P₂O₅ resulting in a strong decrease in the activity of P₂O₅ in slag. Consequently, the oxidation of phosphorus to (P₂O₅) can continue. The process can be described by the following equation:



$$\Delta G^\circ = -1336600 + 546,8 T \text{ (Joules)} \quad (2)$$

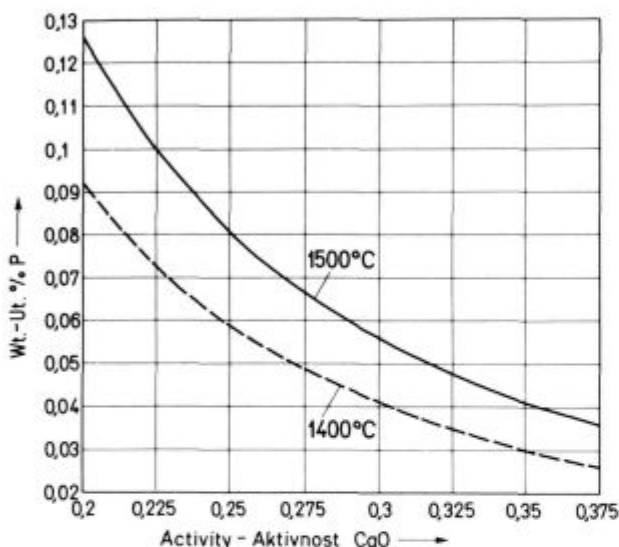
Taking into account the reaction:



- preprečitev redukcije fosforja iz žlindre nazaj v talino in
- visoko vsebnost ogljika, ki povečuje aktivnost fosforja in zmanjšuje aktivnost kroma (4).

Vpliv bazičnosti

Predvsem pri odfosforenju v oksidacijskih pogojih, pri katerem se fosfor oksidira v P_2O_5 , ima bazičnost izrazit vpliv na obseg odfosforenja. Visoka aktivnost CaO, ki je s termodinamičnega stališča ekvivalenten pojem bolj znani »bazičnosti«, neposredno vpliva na reakcijo (1) oz. (5). Na **sliki 2** vidimo vpliv aktivnosti CaO v žlindri na termodinamično ravnotežno vsebnost fosforja v talini z 18 % Cr in 2 % C pri 1400 in 1500 °C.



Slika 2

Vpliv aktivnosti CaO v žlindri na termodinamično ravnotežno vsebnost fosforja v talini z 18 % Cr in 2 % C pri 1400 in 1500 °C.

Fig. 2

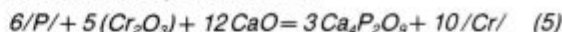
The influence of CaO activity in slag on the equilibrium phosphorus content of 18 % Cr and 2 % C melt at 1400 and 1500 °C.

Vpliv temperature

Nižja temperatura ima pozitiven učinek na potek eksotermnih reakcij. Žal isto velja za (1) in (3), tj. pri nižjih temperaturah je oksidacija tako fosforja kot kroma pospešena. Če upoštevamo eno in drugo reakcijo, lahko opredelimo vpliv temperature na odfosforenje nerjavnega jekla na osnovi reakcije (5) oz. (6). Pozitiven vpliv temperature lahko pričakujemo na osnovi izpeljane enačbe (6), ker je reakcija (5) eksotermna, kar pomeni, da je za njen potek bolj ugodna nizka temperatura. To sklepanje je sicer pravilno, toda nezadostno. Gre namreč za to, ali sploh lahko odfosforimo talino, ki ima npr. 18 % Cr, na običajni jeklarski temperaturi, npr. 1550—1600 °C. Če termodinamična analiza pokaže, da je to možno, potem bomo lahko proces odfosforenja vodili takoj po raztalitvi, t.j. še v peči. Vendar lahko pričakujemo močno oksidacijo kroma, kar je seveda ne le neugodno, temveč se bo oksidacija fosforja celo ustavila zaradi trdne žlindre, kar je znano iz prakse. Vprašanje je torej, kako nizka mora biti temperatura taline, da bi potekala oksidacija fosforja ob čim manjši oksidaciji kroma. V ta namen je torej zaželeno, da ima talina čim nižje tališče, kar lahko dosežemo z višjo vsebnostjo ogljika. Pri tem dosežemo dodatni pozitiven učinek — znižamo

$$\Delta G^\circ = -707800 + 303,7 T \text{ (Joules)} \quad (4)$$

the transfer of phosphorus from stainless melt to slag can be described by the reaction:



$$\Delta G^\circ = -470800 + 121,9 T \text{ (Joules)} \quad (6)$$

According to the theory of metallurgical processes the favorable conditions for phosphorus oxidation are:

- high basicity of slag,
- sufficiently high oxidation potential of slag,
- low temperature,
- low melting point of slag which can be obtained by addition of CaF_2 , soda, chlorides etc.,
- high slag fluidity, which can be improved by CaF_2 addition,
- low Si and Mn content of melt,
- quick formation of slag (i. e., high rate of CaO dissolution),
- sufficient amount of slag,
- high carbon content which increases the activity of phosphorus and decreases the activity of chromium (4), and finally
- reduction of phosphorus from slag back to the melt must be prevented.

Influence of basicity

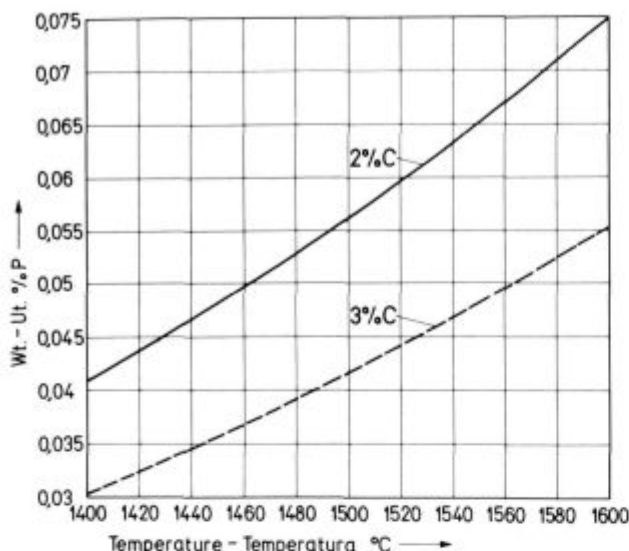
The basicity has a strong influence on the rate of dephosphorization in oxidizing conditions i. e., where phosphorus oxidizes to P_2O_5 . High activity of CaO in slag is the thermodynamical expression equivalent to much better known "basicity". It directly influences the rate of reaction (1) viz., (5). The influence of CaO activity in slag on equilibrium phosphorus content of melt containing 18 % Cr and 2 % C at 1400 and 1500 °C can be seen in **fig. 2**.

Influence of temperature

It is well known that the lower the temperature the higher is the rate of exothermic reactions. Therefore, the same holds both for (1) and (3) i. e., a lower temperature increases the rate of dephosphorization as well as the oxidation of chromium. Taking into account both (1) and (3) the effect of temperature on dephosphorization of stainless steel can be defined on the basis of reaction (5) viz. (6). Based on (6) a favorable influence of lower temperature can be expected due to exothermic character of reaction (5). The conclusion is correct however, it is not sufficient. The question is whether it is possible at all to dephosphorize a melt with e. g., 18 % Cr at temperatures between 1550—1600 °C. If it were thermodynamically possible dephosphorization could be carried out immediately after melting down i. e., in furnace. However, a strong oxidation of chromium must be expected which is not only harmful but will also result in almost solid slag and the end of dephosphorization as known from industrial practice. Desired lower working temperature can be obtained by increase in carbon content which simultaneously decreases chromium and increases phosphorus activity exerting additional favorable influence. The effect of temperature and carbon content on equilibrium phosphorus content of melt with 18 % Cr is presented in **fig. 3**.

Influence of chromium

The influence of chromium can be seen from **fig. 4**.



Slika 3

Vpliv temperature taline na termodinamično dosegljivo vsebnost fosforja v talini z 18 % Cr in 2 % oziroma 3 % C.

Fig. 3

The influence of temperature on the equilibrium phosphorus content of 18 % Cr melt at 2 % C and 3 % C.

aktivnost kroma in zvišamo aktivnost fosforja! Na **sliki 3** vidimo vpliv temperature in vsebnosti ogljika v talini z 18 % Cr.

Vpliv kroma

Vpliv vsebnosti kroma v talini na dosegljivo vsebnost fosforja kaže **slika 4**.

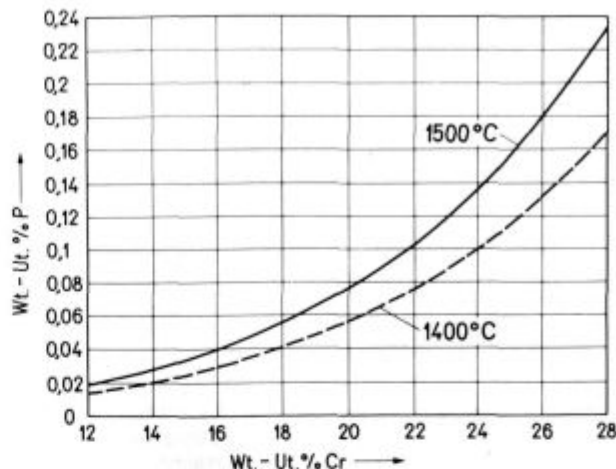
Vpliv ogljika

Vpliv ogljika je izredno pomemben. Ogljik tudi znižuje tališče, kar tukaj ne analiziramo. **Slika 5** kaže le termodinamični vpliv ogljika.

TEHNOLOŠKE MOŽNOSTI

EOP — VAD (LF) — VOD tehnologija

Za razliko od EOP-AOD so možnosti EOP-VOD tehnologije za učinkovito odfosforenjenje nerjavnih jekel dosti slabše. Kot smo spoznali s termodinamično analizo sistema Fe-C-Cr-P-O v staljenem stanju, katere osnovne izsledke podajamo na sl. 2—5 za odfosforenjenje taline z 18 % Cr, potrebujemo vsebnost ogljika nad 2 % C in temperaturo pod 1400 °C. To pomeni, da mora odfosforenjenje potekati še pred razogljitčenjem, torej pred VOD obdelavo, ki s svoje strani zahteva primerno visoko temperaturo taline pred začetkom vakuuiranja zaradi velikih toplotnih izgub. Z drugimi besedami: v naših pogojih ni mogoče odfosforenjenje, razen z vključitvijo VAD naprave ali ponovčne peči (LF) med EOP in VOD. Pri tem je treba posebej poudariti, da tehnološka linija EOP — VAD (LF) — VOD po svoji produktivnosti bistveno zaostaja za linijo EOP — AOD. Produktivnost tehnološke linije je omejena s produktivnostjo najmanj produktivnega člena. V tem primeru je to VOD naprava. Zaradi tega je povsem neracionalno vkomponirati v tandem dva agregata, kot sta UHP EOP in VOD, ki se po svoji produktivnosti sploh ne moreta primerjati. Ponovčna peč velike kapacitete in razmeroma majhne moči, ki bi imela vlogo buffera oz. holding peči, bi sicer bila idealna za odfosfo-



Slika 4

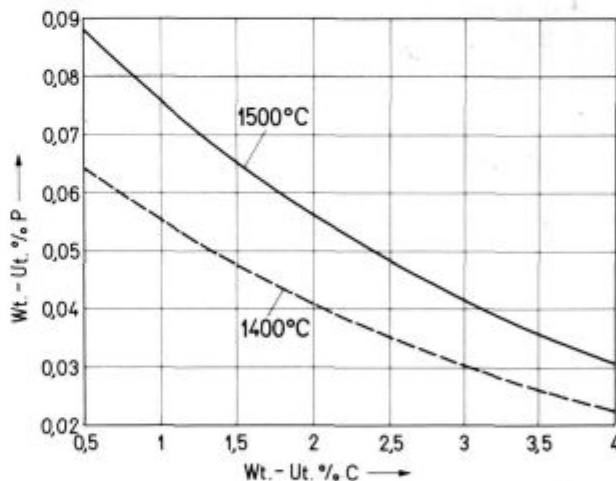
Vpliv vsebnosti kroma na termodinamično dosegljivo vsebnost fosforja v talini z 2 % C pri 1400 in 1500 °C.

Fig. 4

The effect of chromium on the equilibrium phosphorus content in melt containing 2 % C at 1400 and 1500 °C.

Influence of carbon

The influence of carbon is very important because it also decreases the melting point which is not considered here. Therefore, **fig. 5** presents only thermodynamic influence of carbon.



Slika 5

Vpliv vsebnosti ogljika na termodinamično dosegljivo vsebnost fosforja v talini z 18 % Cr pri 1400 in 1500 °C.

Fig. 5

The influence of carbon on the equilibrium phosphorus content of 18 % Cr melt at 1400 and 1500 °C.

TECHNOLOGIC POSSIBILITIES

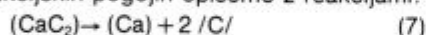
EAF — VAD (LF) — VOD technology

As compared to EAF-AOD the dephosphorization potentials of EAF-VOD technology are lower. The results of thermodynamic analysis of Fe-C-Cr-P-O system in liquid state given in figs. 2—5 clearly show that the carbon content of at least 2 % C and a temperature lower than 1400 °C is required for modest dephosphorization of 18 % Cr melt. Consequently, dephosphorization must be carried out before vacuum oxygen decarburization

renje v tistih primerih, ko ob raztalitvi ugotovimo prekomerno vsebnost fosforja in bi precej prispevala k boljši in lažji sinhronizaciji dela s konti litjem, to je k tkim. sukcesivnemu litju. Druga možnost odfosforenja bi bila neposredno v peči, ko bi se pojavila nujna potreba po odfosforenju, npr. če bi ob raztalitvi ugotovili, da talina vsebuje $\geq 0.040\%$ P. Ob povečanem dodatku apna, jedavca in dodatku karburita ter kromove rude, da bi dobili v žlindri za odfosforenje potreben Cr_2O_3 , in upoštevanju podatkov s slik 2—5 bi zelo verjetno lahko zmanjšali fosfor na 0.030% P oz. pod 0.030% . Seveda je to zasilna rešitev, ki pride v poštev le v izrednih primerih, kot so tako visoke vsebnosti fosforja ob raztalitvi. Prava rešitev problema fosforja v nerjavnem jeklu pa je v uporabi le tistih surovih, za katere natančno vemo, da vsebujejo malo fosforja. Z drugimi besedami: vložek ne sme vsebovati manjvrednega starega železa, če želimo izključiti neprijetna presenečenja z analizo ob raztalitvi.

Odfosforenje v redukcijskih pogojih

Odfosforenje v redukcijskih pogojih je še vedno, kljub intenzivnim raziskavam (5—11), v začetni fazi razvoja in poskusov v laboratorijskem ter le redko v pol-industrijskem merilu. Namesto v obliki fosfata fosfor odstranimo v obliki fosfida, tako imamo v žlindri Ca_3P_2 namesto $\text{Ca}_3\text{P}_2\text{O}_9$. Najcenejši vir potrebnega kalcija je CaC_2 , ki razpade v Ca in ogljik, tako da lahko proces odfosforenja v redukcijskih pogojih opišemo z reakcijami:



Poskusi odfosforenja po tem postopku (8) so omogočili izdelavo jekla SUS 304, kar ustreza AISI 304 z 0.010% P. V Hitachi Steel so pri poskusih v 10-tonski EOP s streljanjem Ca žice v redukcijskih pogojih ob optimalni vsebnosti C in O po eni uri dosegli 31% odfosforenje ob istočasnem 55% odžvepljanju. Ker kalcij iz taline in žlindre praviloma uhaja v obliki hlapov, je povečanje tlaka ugodno za potek odfosforenja, kakor tudi zaščitna (Ar) atmosfera (10). Razlika v ceni CaO in CaC_2 ali celo Ca žice je tako velika, da postopek odfosforenja v redukcijskih pogojih verjetno nima perspektive. Dodajmo še, da Ca_3P_2 iz žlindre reagira že z zračno vlago v zelo strupeni PH_3 :



Odfosforenje v oksidacijskih pogojih

Pri odfosforenju v oksidacijskih pogojih, ki poteka po reakcijah (1), (3) in (5), je osnovni problem, ki je predmet intenzivnih raziskav (4, 12—24), izbira optimalne sestave žlindre, ki mora zagotavljati čim višjo bazičnost ob zadovoljivi viskoznosti ter primernem oksidacijskem potencialu, ki ne sme biti prevelik, sicer zaradi intenzivne oksidacije kroma postane žlindra gosta ali celo trdna. V raziskavah so preizkušeni skoraj vsi žlindrni sistemi in dodatki, kot npr. BaO, Li_2CO_3 , soda CaO-CaF_2 , K_2CO_3 , Na_2CO_3 , CaCl_2 , CaO-CaCl_2 , $\text{CaF}_2\text{-CaCl}_2$ -oksidi, itd. Laboratorijski poskusi s sistemom BaO-BaF₂ (11) pri 1350°C so bili razmeroma uspešni. V poskusih z žlindro CaO-CaF₂-FeO z dodatkom Li_2CO_3 , ki so bili izvedeni v 30-tonskem AOD konvertorju (12), je v jeklu 18/9 znižana vsebnost fosforja z 250 ppm na 60 ppm. Poskusi v 10-tonskem AOD konvertorju (14) z žlindro BaO-BaCl₂-Cr₂O₃ so bili tudi zelo uspešni, saj so v jeklu AISI 316 znižali vsebnost fosforja z 230 ppm na 60 ppm. Videti je (15), da BaO ustvarja višji kisikov potencial v žlindri in omogoča večjo topnost Cr₂O₃ brez izgube viskoznosti. V Kawasaki Steel (16) so v 100-tonski EOP

(VOD). However, VOD treatment requires adequately high initial temperature of melt to compensate for heat losses during comparatively slow and long decarburization. In other words EAF-VOD technology is not suitable for dephosphorization without supplemental heating either by ladle furnace (LF) or vacuum arc degassing (VAD) equipment which should be interplaced between EAF and VOD. It is to be noted that the productivity of EAF — VAD (LF) — VOD technology is significantly lower as compared to EAF-AOD technology. Since the productivity of a technological line is defined by "bottle neck" the tandem arrangement of UHP EAF with its high productivity and VOD unit known by its low productivity is not rational. Therefore, ladle furnace utilized mainly as buffer and holding furnace should be included. Moreover, it can also be used for dephosphorization at controlled temperature and desired high carbon content in the case of a high phosphorus content after the melt down. Besides, it could also help to improve and facilitate the synchronization of the operation of EAF-LF-VOD production line with continuous casting (CC) machine, which is required for very useful sequential casting. Another possibility suitable in emergency cases i.e. at phosphorus content $\geq 0.040\%$ P is dephosphorization in EAF. With increased amount of CaO and additions of CaF₂, carburizing means and chromium ore to provide for the formation of Cr₂O₃ rich slag required for dephosphorization according to figs. 2—5 phosphorus content can be decreased down to $\leq 0.030\%$ P. Of course, the right solution of the phosphorus problem lies in the use of raw materials with known and low phosphorus content. The charge must not contain cheap commercial scrap with unknown and frequently high phosphorus content in order to eliminate unpleasant surprise at melt down.

Dephosphorization under reducing conditions

Despite intensified research work (5—11) dephosphorization under reducing conditions is still in the initial stage of development. Investigations only on laboratory and rarely semi industrial scale have been carried out. Phosphorus is removed in the form of phosphide instead of phosphate i.e., slag contains Ca_3P_2 instead of $\text{Ca}_3\text{P}_2\text{O}_9$. The cheapest source of calcium required is CaC_2 which decomposes into Ca and carbon. Thus dephosphorization under reducing conditions can be described by reactions:



The method has been used in the production of SUS 304 steel which is Japanese equivalent of AISI 304 with 0.010% P (8). Simultaneous dephosphorization and desulfurization by 31% and 55% respectively, has been attained in a 10 tons EAF at Hitachi Steel after one hour by injection of Ca wire under reducing conditions at optimum carbon and oxygen content (8). Since calcium boiling point is lower than temperature of melt an increase in pressure as well as the use of argon is useful (10). The price of calcium in the form of CaC_2 or even Ca wire as compared to CaO is a serious drawback for dephosphorization under reducing conditions. Besides, Ca_3P_2 from slag reacts with air moisture into very poisonous PH_3 :



Dephosphorization under oxidizing conditions

Under oxidizing conditions dephosphorization proceeds according to (1), (3) and (5). The main problem

dosegli 27 % odfosforenje taline s 13 % Cr in 3 % C. Ta rezultat se precej dobro ujema z našimi izračuni oz. rezultati na slikah 2—6. Podobno velja za poskuse (17), izvedene na 50-tonski EOP-VAD tehnološki liniji v Nipon Kokan Kogyo — Keihin Works, pri katerih so dosegli 43 % odfosforenja in 82 % odžveplanja jekla 18/8 pri 1370—1480 °C in 4.1—4.5 % C z uporabo 100 kg žlindre $\text{CaO-CaF}_2\text{-Cr}_2\text{O}_3$ na tono jekla. Boljše rezultate so dosegli (praktično brez oksidacije kroma) z žlindro $\text{CaO-NaF-Cr}_2\text{O}_3$, ko je bila stopnja odfosforenja praktično enaka, toda talina je vsebovala le 2 % C. Rezultati se razmeroma dobro ujemajo z našimi predvidevanji.

PREDLOGI IN PRIPOROČILA

Ker je osnovni vzrok stalnega naraščanja vsebnosti fosforja v nerjavnem jeklu dejstvo, da za vložek uporabljamo lastne nerjavne odpadke in staro železo s praviloma neznano in občasno visoko vsebnostjo fosforja, damo naslednje predloge, s katerimi lahko obrnemo proces akumulacije fosforja v nasprotno smer, tj. v proces stalnega in postopnega zmanjševanja vsebnosti fosforja v naših nerjavnih jeklih.

Dosedanji način sestavljanja vložka je treba opustiti. Vložek moramo sestavljati:

a) izključno iz lastnega nerjavnega jekla (100 % vložka).

EOP-VOD tehnologija omogoča dobro rafinacijo z izkuhanjem že pri zelo nizki vsebnosti ogljika. Ob raztalitvi bi talina vsebovala manj kot 0.1 % C. Proces razogljčenja, in s tem celotna VOD obdelava, bi bila skrajšana vsaj za 70—90 minut, kar bi pripomoglo k lažji sinhronizaciji UHP peči z VOD napravo. V tako izdelanem jeklu, brez uporabe starega železa in le z malo dodatki z zelo nizko vsebnostjo fosforja za dolegiranje (Cr, Ni, Mn, Ti...), vsebnost fosforja ne more biti večja od sedanje vsebnosti fosforja v našem nerjavnem jeklu. Lahko bi kvečjemu bila za spoznanje manjša;

b) iz dveh delov, pri čemer prvi del ca. 70 % sestoji iz starega železa s feroniklom oz. niklom, (ali brez njega) ki ga že med raztalitvijo na že preizkušeni način (25) odfosforimo ter nato dodamo ca. 30 % ferokroma karbure.

Še pred dodatkom ferokroma bi talina vsebovala po odfosforenjenju povprečno le 80 ppm fosforja (25). Domači ferokrom karbure vsebuje manj kot 0.015 % P, tako bi na ta način izdelano jeklo vsebovalo manj kot 0.015 % P. Odpadki z 0.015 % P bi potem močno razredčili vsebnost fosforja v povratnem materialu in bi se tako začel proces postopnega znižanja vsebnosti fosforja;

c) v primeru avstenitnega jekla pa iz ca. 70 % domačega (13—15 % Ni) feronikla in ca 30 % domačega ferokroma karbure, t.j. popolnoma brez lastnega povratnega jekla in brez starega železa.

Ker domači feronikl vsebuje povprečno manj kot 0.010 % P, (26, 27) bi bilo tako sestavljanje vložka ne le najbolj ekonomično, temveč bi tudi zagotovo znižalo vsebnost fosforja v našem nerjavnem jeklu na manj oz. največ 0.015 % P. Železo v FeNi se ne plača, torej je najbolj ugodna uporaba feronikla, ki vsebuje le 13—15 % Ni. V tem primeru lahko sestavimo najcenejši možni vložek z dodatkom ca. 70 % FeNi in 30 % ferokroma karbure. Tržne razmere zahtevajo danes od vseh racionalno obnašanje, ta način sestavljanja vložka pa omogoča bistveno znižanje lastne cene. Pri domačih proizvajalcih (Feronikl-Kosovo in v kratkem znova FENI-Kavadarci) pa je možno naročiti izdelavo FeNi z 13—15 % Ni, kot ga že več kot 20 let prav v ta namen proizvajajo in uporabljajo Japonci, ki so obenem največji in najbolj uspešni svetovni proizvajalec nerjavnega jekla.

here which is the object of numerous investigations (4, 12—24) is the choice of optimum slag composition. The highest basicity at sufficient viscosity and appropriate oxygen potential to prevent chromium from excess oxidation are most important. Almost all slag systems and possible additions have been investigated e.g., BaO, Li_2CO_3 , soda, CaO-CaF_2 , K_2CO_3 , Na_2CO_3 , CaCl_2 , CaO-CaCl_2 , $\text{CaF}_2\text{-CaCl}_2$ -oxides, etc.. Laboratory experiments (11) with BaO-BaF₂ system at 1350 °C were relatively successful. Tests (12) with CaO-CaF₂-FeO slag with Li_2CO_3 addition carried out in 30 ton AOD unit resulted in decrease of phosphorus content of 18/9 steel from 250 ppm to 60 ppm. Similar tests (14) in a 10 ton AOD converter with BaO-BaCl₂-Cr₂O₃ slag were also very successful since the phosphorus content of AISI 316 steel was decreased from 230 ppm to 60 ppm. It seems (15) that BaO in slag maintains a higher oxygen potential and increases the solubility of Cr₂O₃ without harmful influence on slag viscosity. At Kawasaki Steel (16) 27 % dephosphorization was achieved in 100 t EAF of a melt with 13 % Cr and 3 % C. It well agrees with or calculations partly presented in figs. 2—5. The same holds for the results obtained on 50 ton EAF-VAD technologic line of Nipon Kokan Kogyo — Keihin Works (17) where a 18/8 melt containing 4.1—4.5 % C was simultaneously dephosphorized by 43 % and desulfurized by 82 % at 1370—1480 °C with the consumption of 100 kg of CaO-CaF₂-Cr₂O₃ slag per ton of steel. Better results, almost without oxidation of chromium, were obtained with the use of CaO-NaF-Cr₂O₃ slag since practically the same degree of dephosphorization was achieved at only 2 % C. Generally, all these results agree with our calculations.

SUGGESTIONS

Since the main cause for accumulation of phosphorus in stainless steel is recirculatory stainless material particularly tailings, the use of cheap commercial scrap has only made the situation even worse, the following suggestions and measures can be offered not only to stop the phosphorus accumulation but also to revert it to a continuous and gradual decrease of phosphorus in our stainless steel. The practice of making up metallic charge should be changed as follows.

a) Recirculatory tailings should be used only by so called remelting process wherein the charge is made entirely from tailings.

Since EAF-VOD technology due to vacuum treatment in VOD unit assures sufficient "boiling", clean steel can be produced even at a low initial carbon content. At melt down in UHP EAF carbon content would be about 0.1 % C. Decarburization stage and entire VOD treatment could be shortened at least by 70—90 minutes which would help to obtain better synchronization of EAF and VOD operation. Phosphorus content of steel produced in this way without the use of cheap scrap and with only small alloy additions for trimming (Cr, Ni, Mn, Ti, etc.) can not exceed the present level.

b) About 70 % of metallic charge composed of scrap and ferronickel, if any required, should be melted down and dephosphorized in common way (25) before addition of required chromium (approx. 30 %) in the form of ferrochromium carbure or ferrochromium charge if available.

After dephosphorization of the melt without chromium its phosphorus content would be on the average 80 ppm P (25). Since our ferrochromium contains less than 0.015 % P the phosphorus content of steel will be at worst 0.015 % P. The use of tailings of this low phosphorus

ZAKLJUČKI

Izvedena je termodinamična analiza sistema Fe-Cr-C-O-P v staljenem stanju, kar je omogočilo izdelavo ustreznega računalniškega programa, s katerim smo analizirali možnost oksidacijskega odfosforenja talin z visoko vsebnostjo kroma ter ugotovili:

- vpliv bazičnosti,
- vpliv temperature,
- vpliv vsebnosti kroma in
- vpliv vsebnosti ogljika

na termodinamično ravnotežno, t.j. najmanjšo možno vsebnost fosforja, ki jo ob optimalnih delovnih pogojih še lahko dosežemo z oksidacijskim odfosforenjem.

— Za relativno uspešno odfosforenje nerjavnega jekla lahko uporabljamo žilindro tipa CaO-CaF₂-Cr₂O₃, vendar

- vsebnost ogljika pri 18 % Cr mora biti večja kot 2 % C in
- temperatura mora biti pod 1400 °C.

Podani so vzroki dosedanje akumulacije fosforja v našem nerjavnem jeklu ter predlogi, ki omogočajo bolj ekonomično izdelavo avstenitnega nerjavnega jekla z zelo nizkim fosforjem ter postopno zniževanje vsebnosti fosforja v naših nerjavnih jeklih.

horus steel as a part of metallic charge will not only stop further accumulation of phosphorus but will also cause a gradual and continuous reduction in phosphorus content of our stainless steel.

c) The charge for austenitic heats should be composed from approx. 70 % of ferronickel with approx. 13—15 % Ni and approx. 30 % of ferrochromium carbure i. e., without any tailings and commercial scrap.

Because home made ferronickel contains on the average less than 0.010 % P (26, 27) if this practice were introduced it would be not only most economical but would also reduce phosphorus content to below or at least equal to 0.015 % P. The highest amount of pure iron even free from charge can be obtained through the use of ferronickel containing 13—15 % Ni only. Consequently, the cheapest charge consists from 70 % of poor (13—15 % Ni) ferronickel and about 30 % ferrochromium carbure. Such a rational practice which can result in significant decrease of production costs is imposed by hard market competition. Ferronickel with 13—15 % Ni as has been used for more than 20 years by Japan producers can be supplied by Feronikl—Kosovo and FeNi Kavadarci which is going to restore the production.

CONCLUSION

Thermodynamic analysis of Fe-Cr-C-O-P system in molten state was carried out. By the use of a corresponding computer program dephosphorization of high chromium melt under oxidizing conditions was investigated. The influence of basicity, temperature, chromium and carbon was determined on the lowest i. e., the equilibrium phosphorus content attainable at optimum oxidizing conditions.

— For comparatively successful dephosphorization CaO-CaF₂-Cr₂O₃ slag can be used, however

— carbon content of 18 % Cr melt must be ≥ 2 % C and

— temperature must not exceed 1400 °C.

Reasons for the accumulation of phosphorus in our stainless steel are described and suggestions are given as how to revert it. The use of poor ferronickel (13—15 % Ni) for more economic production of low phosphorus austenitic stainless steel is recommended.

LITERATURA/REFERENCES

1. D. Peckner, I. M. Bernstein «Handbook of Stainless Steels», Mc Graw-Hill, New York, 1977.
2. Keizji Ohsaki, Hisayoshi Kanezashi, Transactions ISIJ, vol. 24 1984, B97
3. Kiminari Kawakami, Stahl und Eisen, 108, (1988) 13
4. Inoue, R. et al., Transactions ISIJ, 28 (1988) 3
5. Hiroyuki Katayama et al., Transactions ISIJ, 19 (1979)
6. Kitamura, K. et al., Tetsu-to-Hagane, (1987) 2
7. Katayama, H. et al., Tetsu-to-Hagane, (1979) p 1167/74
8. Kitamura, K. et al. Transactions ISIJ, 24 (1984) p 631/38
9. Arato, T. et al., Tetsu-to-Hagane, 70 (1984) 12
10. Kawachi, Y. et al., Tetsu-to-Hagane, 71 (1985) p 1071
11. Katayama, H. et al., Tetsu-to-Hagane, 72 (1986) 2
12. Tabuchi, S. et al., Tetsu-to-Hagane, 71 (1985) 6
13. Yamauchi, T. et al., Tetsu-to-Hagane, 69 (1983) 15
14. Yamauchi, T. et al., Tetsu-to-Hagane, 72 (1986) 2
15. Sakane, T. et al., Tetsu-to-Hagane, 70 (1984) 12
16. Matsuo, T. et al., Tetsu-to-Hagane, 72 (1986) 2
17. Onuma, K. et al., Tetsu-to-Hagane, 72 (1986) 2
18. Masayuki, H. et al., Proceedings of 3rd VAD/VOD Conference, Aachen, 14.—17. 10. 1986
19. Ryuji, N. et al. Transactions ISIJ, 27 (1987) B-295.
20. Kolganov, G. S. et al., Stal, (1978) 3
21. nove, S. et al., Transactions ISIJ, 28 (1988) 3
22. Usui, T. et al., Transactions ISIJ, 26 (1986) 2
23. Yamamoto, K. et al., Transactions ISIJ, 26 (1986) 2
24. Kunisada, K. et al., Transactions ISIJ, 26 (1986) 2
25. Smajić, N. et al., Poročilo MI 87-013, Ljubljana 1987.
26. Smajić, N. et al., Poročilo MI 86-010, Ljubljana 1986.
27. Smajić, N. et al., «Restartiranje FENI», Inž. SŽ — Bled 1988.

Preiskave potisne peči za ogrevanje slabov

Examination of the push-type slab reheating furnace

B. Glogovac¹, T. Kolenko², A. Mandeljc³, D. Mikec³

UDK: 621.783.223.2.004.6:669-412:519.87
 ASM/SLA: W20h, U4, F21b, 18—72, 5—59

V okviru sodelovanja Metalurškega inštituta in FNT Montanistike v Ljubljani z Železarno Jesenice smo izvedli toplotnotehnične preiskave potisne peči za ogrevanje slabov pred rekonstrukcijo peči in po njej. Za simulacijo spremenljivih pogojev poteka ogrevanja različnih kvalitet in dimenzij slabov smo postavili matematični model, ki smo ga verificirali z meritvami pri uporabi prenosnega sistema za avtomatsko akvizicijo podatkov. Meritve in izračuni so bili osnova za konstrukcijske izboljšave peči in optimizacijo tehnologije ogrevanja.

Together with Metallurgical Department of the University of Ljubljana and Jesenice Steelworks the Institute of Metallurgy examined the push-type slab reheating furnace before and after its design change. For the simulation of variable heating conditions under slabs of different qualities and dimensions the mathematical model was constructed and verified by measurements using the transferable system for data acquisition. Measurements and calculations served to improve the furnace design and the reheating technology.

1. UVOD

S pričetkom obratovanja nove jeklarne v Železarni Jesenice se je pretok materiala v valjarni močno spremenil. Zmanjšala se je količina klasično ulitih blokov (bram in ingotov) in povečala količina konti ulitih slabov, ki se direktno zalagajo v potisno peč. S to spremembo tehnološke poti vložka je potisna peč postala ključni ogrevni agregat valjarne Bluming Štekel. Peč izrazito zastarele konstrukcije in regulacije vodenja je bilo potrebno rekonstruirati. Pred tem je peč obratovala samo občasno z zelo visoko specifično porabo energije in slabo kvaliteto ogrevanja slabov. Napake na površini kot posledica neurejenih razmer pri ogrevanju, so bile vzrok dodatnim težavam pri valjanju in slabši kvaliteti toplo valjanih trakov.

1. INTRODUCTION

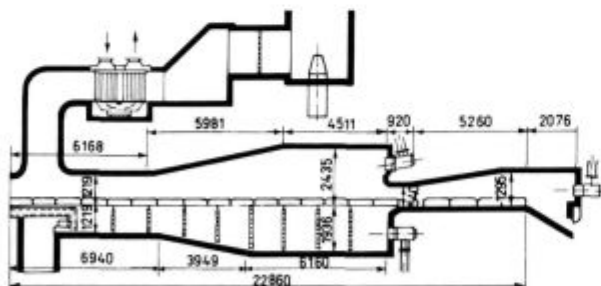
The new steel making plant in Jesenice Iron and Steelworks changed profoundly the slab transfer course in the rolling mill. The classically cast block yield decreased heavily while continuously cast slabs charged directly into the push-type reheating furnace, increased in yield. The change of slab manufacture made the push-type reheating furnace the main reheating aggregate of Bluming Štekel rolling mill. The furnace of evidently obsolete design and control had to be redesigned. Prior to this, the furnace operation was subject to vast specific energy consumption, and poor slab reheating which resulted in surface layer defects causing poor quality of hot rolled band.

2. PODATKI O PEČI

Na sliki 1 je prikazana potisna peč firme Rust pred izvedbo rekonstrukcije. Peč je imela tri cone: zgornjo in

2. FURNACE CHARACTERISTICS

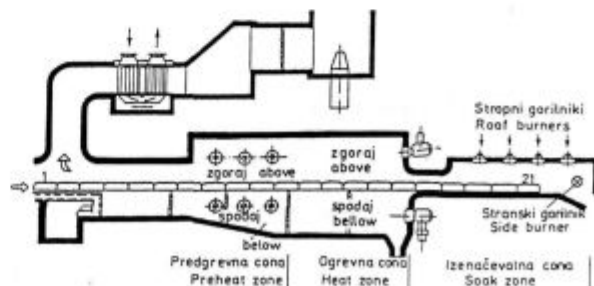
Figure 1 shows the push-type reheating furnace produced by the firm RUST prior to redesigning. The furnace is divided into three zones; the upper and lower heat zones and the soak zone equipped with head burners for natural gas. Design change was performed by the firm Vatrostalna Zenica supported by professional services of Jesenice Steelworks. The first phase of furnace redesign was finished in May 1987. The second



Slika 1
 Prerez potisne peči pred rekonstrukcijo

Fig. 1

Section through slab reheat furnace before the change of design



Slika 2
 Prerez potisne peči po rekonstrukciji

Fig. 2

Section through slab reheat furnace after furnace redesign

¹ mag. Branislav Glogovac, dipl. ing. met., SŽ — Metalurški inštitut, Lepi pot 11, 61000 Ljubljana

² VTOZD Montanistika Ljubljana

³ Železarna Jesenice

** Originalno objavljeno: ŽEZB 24 (1990) 4

*** Rokopis prejet: september 1990

spodnjo ogrevno cono in cono izenačevanja, opremljeno s čelnimi gorilniki za zemeljski plin.

Rekonstrukcijo peči je izvedla Vatrostalna Zenica v sodelovanju s strokovnimi službami Železarne Jesenice. Prva faza rekonstrukcije peči je zaključena v maju 1987. Maja 1990 je potekala druga faza rekonstrukcije: zamenjava drsnih tračnic in izdelava sistema za odstranjevanje škaje.

Pri rekonstrukciji peči so glede profila izvedene samo minimalne spremembe. V coni izenačevanja so vgrajeni stropni gorilniki firme Bloom (Type 2110) razporejeni enakomerno po površini stropa v dve regulacijski coni (leva in desna). Ogrevna cona peči je spremenjena, tako da je podaljšan ravni del stropa s prehodom v dodatno postavljeno zgornjo in spodnjo predgreveno cono s stranskimi gorilniki firme Bloom (Type 1200). Na ta način je peč z rekonstrukcijo dobila 6 regulacijskih con z možnostjo bolj natančne porazdelitve celotne toplotne obremenitve peči. K temu primerno je izveden tudi razvod cevovodov plina in zraka z ustreznimi regulacijskimi elementi. Zamenjan je tudi ventilator za zrak. Zastarela in neučinkovita pnevmatska regulacija je zamenjana z mikroprocesorsko, sistema TDC 5000. V okviru predvidene rekonstrukcije ni bilo možno povečati dolžine peči zaradi prostorskih in drugih problemov. S podaljšanjem peči bi najbolj uspešno rešili probleme storilnosti in specifične porabe toplote ter odpravili sedanje konstrukcijske pomanjkljivosti na vstopni in izstopni strani peči.

3. MERITVE

V okviru preiskav peči smo opravljali meritve, potrebne za ugotavljanje storilnosti peči in pregretnosti slabov, ker sta ta dva pojavi med sabo odvisna. Uporabili smo prenosni sistem za avtomatsko akvizicijo podatkov data logger (Solartron Schlumberger) s prenosom podatkov na PC računalnik. Peč je obratovala diskontinuirano in z neustaljenim ritmom izvlačenja slabov, kar je otežkočalo določiti maksimalno storilnost peči. Z izdelavo matematičnega modela, prirejenega za osnovne karakteristike potisne peči, ugotovljene z meritvami, je bilo možno simulirati različne pogoje ter s kombinacijo meritev in izračunov spremljati potek ogrevanja različnih vrst jekel in formatov vložka. Pred verifikacijo modela ogrevanja slabov smo izvedli meritve temperatur v slabu z »vlečnimi« termoelementi.

3.1 Kontrola zgorevanja

Kontrolo zgorevanja smo opravljali s kontinuirnimi plinskimi analizatorji (CO , CO_2 , O_2). Posebej uporabna v praksi se je pokazala plinska kisikova sonda na bazi stabiliziranega cirkonovega oksida. Z visokotemperaturno plinsko kisikovo sondo merimo vol. % O_2 v vlažnih dimnih plinih. Pri opravljanju meritev smo uporabljali tudi nizkotemperaturno plinsko kisikovo sondo in vmesno komoro lastne konstrukcije. Prednost metode je, da je cirkonova celica sonde z lastnim ogrevanjem postavljena v posebno konstruirano komoro v neposredni bližini merilnega mesta, kar zagotavlja relativno hiter odziv in ščiti sondo pred mehanskimi in termičnimi šoki. Na ta način lahko merimo vol. % O_2 v dimnih plinih tudi na konstrukcijsko težko dostopnih delih zgorevalnega prostora peči. Na sliki 3 je označeno optimalno področje razmernika zraka, ki smo ga na rekonstruirani peči lahko dosegli in vzdrževali. Nastavljeni razmerik zraka spreminjajo tudi glede na kvaliteto jekla. Pri vseh meritvah smo opazovali delo-

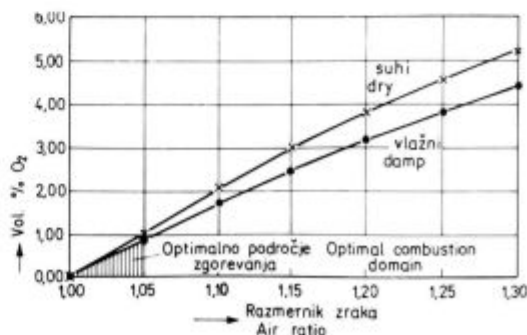
phase was started in May 1990 including skidrail exchange and manufacture of scale removing system. Design changes were minimal. The soak zone was equipped with roof burners produced by the firm Bloom (Type 2110) symmetrically distributed into two regulation zones (the left one and the right one). The flat part of the ceiling in the heat zone of the furnace was extended into a newly built upper and lower preheat zone with sideburners of the firm Bloom (type 1200). Thus the redesign contributed to obtainment of 6 regulation zones which have provided more uniform distribution of heat within the furnace. The gas and air pipelines with suitable regulation elements were arranged correspondingly. Air ventilator was exchanged, too. The obsolete and ineffective pneumatic regulation was replaced by microprocessor of TDC 5000 system. The redesign planned a prolongation of the furnace which would mean an efficient solution to the problems of throughput and specific heat consumption and to the design deficiencies found on furnace input and output but was omitted due to room shortage.

3. MEASUREMENTS

Being correlative, the measurements necessary to estimate the furnace throughput and the slab soak estimation, were performed simultaneously. For this purpose the data acquisition system (Solartron-Schlumberger) with the immediate transfer of data into computer, was used. The estimation of the maximum yield was hindered by discontinuity of furnace operation and unsteadiness of slab extraction. The development of a mathematical model created to suit the basic characteristics of the push-type slab reheating furnace verified by measurements, made possible the simulation of divers conditions and followed the reheat process of various steel grades and slab dimensions by measurements combined with calculations. Before the slab reheating model was verified slab temperatures were measured by thermocouples.

3.1 Combustion Check

The combustion was checked by continuous gas analysers (such as CO , CO_2 , O_2). In this case the oxygen sensor based on stabilized zirconium oxide proved to be of extraordinary use. The high temperature oxygen sensor estimates volume % of O_2 of damp flue gases. On measuring with the low temperature oxygen sensor the intermediate chamber, produced by Metallurgical institute, was used. The zirconium cell of reheated sensor was placed in a chamber of special design set



Slika 3
Odvisnost vol. % O_2 od razmernika zraka

Fig. 3
Relationship between vol. % of O_2 and excess air

vanje regulacije tlaka v peči. Predvidene konstrukcijske izboljšave v sistemu regulacije tlaka v peči bodo omogočile bolj natančno delovanje drugih regulacij v področjih minimalne toplotne obremenitve peči.

3.2 Meritve temperatur v slabu

Na sl. 4 je prikazan izmerjeni potek temperatur slaba dinamo kvalitete pri prehodu skozi peč. Meritve smo izvajali z vlečnimi termoelementi pred rekonstrukcijo peči. Primer meritve na **sliki 4** kaže, da je na peči kljub nastavljeni maksimalni temperaturi cone 1290°C nastopalo pregrevanje površine materiala neposredno po končanem daljšem zastoju. Naglo dvigovanje temperature neposredno pred začetkom ponovnega valjanja je pri zastareli konstrukciji peči in regulaciji vodenja povzročalo neposreden vpliv plamena na površino materiala. Temperatura površine slaba se je pri prehodu slaba skozi cono izenačevanja znižala, tako da iz končnega stanja temperature slaba na izstopu iz peči ni bilo možno ugotoviti nedopustno visoke temperature površine slaba v peči.

Na **sliki 5** so prikazani rezultati meritev temperatur v slabu po prvi fazi rekonstrukcije potisne peči. Meritve smo opravljali pri ogrevanju nerjavnega jekla kvalitete ACRONI 11 in pri temperaturah peči (1250–1320°C). Meritve na kvaliteti DINAMO nismo nadaljevali, ker se ta kvaliteta po rekonstrukciji peči zalaga v potisno peč v toplem stanju. Pri meritvah se je pokazalo, da se slabi v coni izenačevanja ne ogrevajo enakomerno. Posebni problemi so nastopali zaradi ohlajanja slaba na 21. poziciji oziroma neposredno pred izstopom slaba iz peči. Potek temperatur v odvisnosti od časa zadrževanja slaba na zadnji poziciji smo izmerili in registrirali z optično kamero (3). Problem je uspešno rešen z vgraditvijo dodatnih gorilnikov, prečno usmerjenih vzdolž čelne hladne stene peči neposredno nad izstopno drčo. Iz poteka temperatur na merilnih mestih št. 2 in št. 3 je razviden

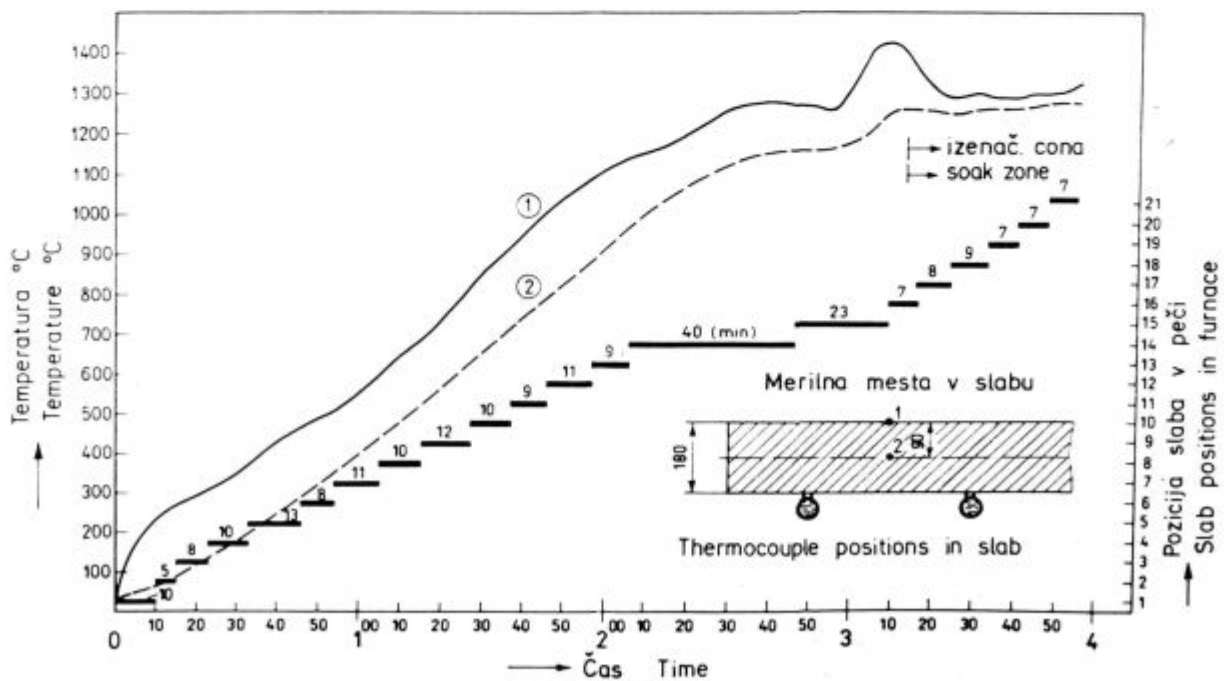
close to the measuring location providing mechanical and thermal shock protection and ensuring relatively quick response. Thus, the volume % of O₂ could be measured even in the combustion chamber of the furnace which is difficult of access.

Figure 3 shows the optimum domain of air ratio which could be achieved and maintained in the redesigned furnace. The air ratio set point is changed according to steelgrade. All measurements estimated the pressure regulation in the furnace. The planned design improvements in the furnace pressure regulation system will make the operation of other regulations during the minimum heat load more accurate.

3.2 Slab Temperature Measurement

Figure 4 shows the measured temperature course of the electrical steel slab on passage through the furnace. These measurements were carried out by "drag" thermocouples before the furnace was redesigned. The example of measurements shown by **Figure 4** was performed to prove that directly after a longer standstill an overheating occurred on the material surface in spite of the maximum zone temperature of 1290°C.

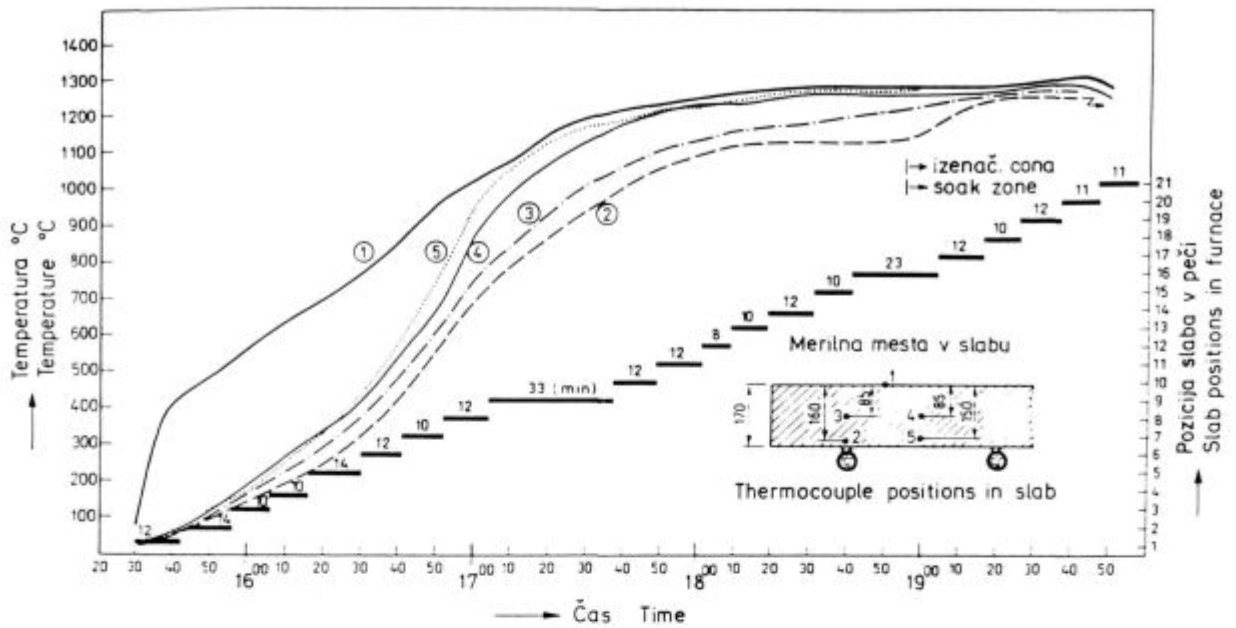
The quick temperature raise, directly before the rolling was started anew, caused the flame to affect the material surface directly in the old furnace model. The slab surface temperature decreased during the slab transition through the soak zone, thus giving no evidence of such extraordinary high slab surface temperatures in the furnace. **Figure 5** shows the results of slab temperature measurements after the first phase of the push-type slab reheating furnace redesign was finished. The measurements on the ACRONI 11 (AISI 304) stainless steels were performed at furnace temperatures between 1250 and 1320°C. The measurements on the electrical steels were not performed at all as after the furnace design was changed these qualities of steel



Slika 4
Izmerjene temperature na površini in v sredini slaba pri prehodu slaba skozi peč

Fig. 4

Measured temperatures at the surface and within the slab on passage through the push-type furnace

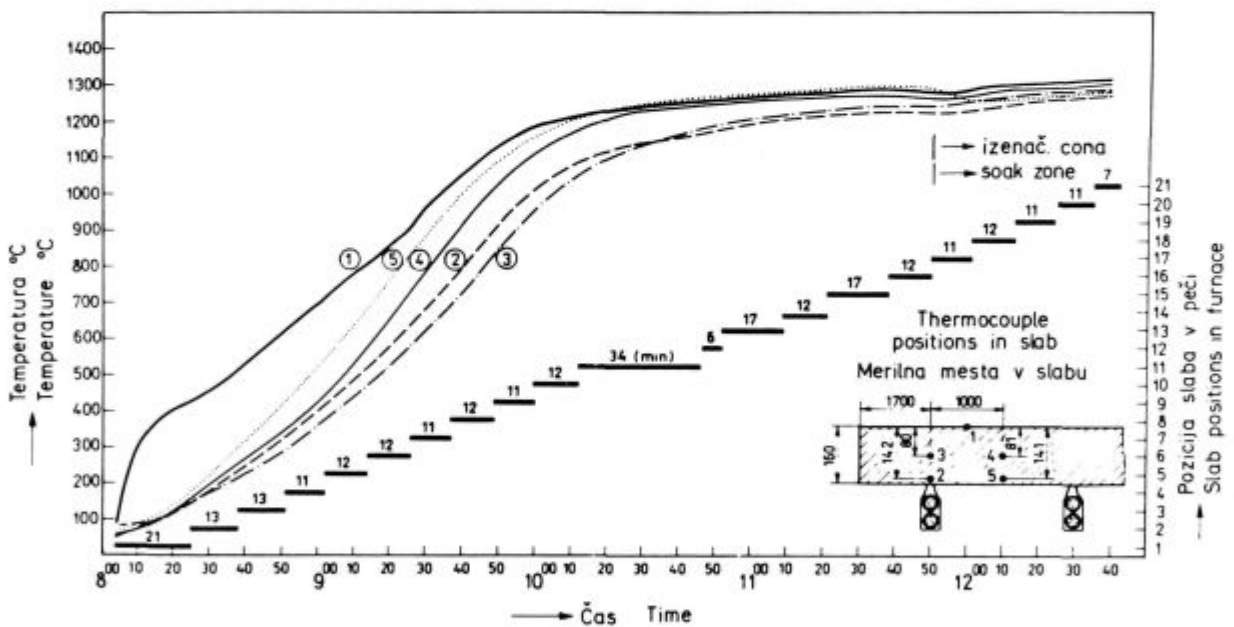


Slika 5

Izmerjene temperature v slabu pri prehodu skozi potisno peč (po rekonstrukciji)

Fig. 5

Measured temperatures of the slab surface on passage through the pusher furnace after design change



Slika 6

Izmerjene temperature v slabu pri prehodu skozi potisno peč (nove drsne tračnice)

Fig. 6

Measured temperatures of the slab surface on passage through the pusher furnace (New skidrail)

močan vpliv vodno hlajenih tračnic, ki v prvi fazi rekonstrukcije peči niso zamenjane. Slika 6 kaže potek temperatur v slabu po izvedeni drugi fazi rekonstrukcije peči oziroma po zamenjavi vodno hlajenih drsni tračnic. Slika kaže bistveno izboljšanje poteka ogrevanja slaba na merilnih mestih št. 2 in št. 3, ki potrjuje teoretične simulacije z dvodimenzionalnim matematičnim modelom⁽¹⁾. Meritve kažejo na možnost skrajšanja časa prehoda slaba skozi peč oziroma povečanja storilnosti peči in s tem znižanja specifične porabe toplotne energije.

have been charged into the furnace, when hot. The measurements showed no uniformity of slab reheating in the soak zone. The slab cooling on the position 21 caused problems i. e. directly before the slab left the furnace. The temperature course depending on the period of time spent by the slab on the last position was measured and registered by an optic camera⁽³⁾. The problem was successfully solved by installation of additional transversal burners mounted along the forehead of the cold furnace wall directly above the furnace exit. The

3.3 Razvoj in verifikacija matematičnih modelov

3.3.1 Model rekuperatorja

Za simuliranje prenosa toplote od dimnega plina, ki izstopa iz peči, na zrak v rekuperatorju smo izdelali matematični model²⁾. Količino izmenjane toplote v rekuperatorju smo računali po enačbi (1).

$$Q = k F \Delta \vartheta_{sr} \quad (1)$$

v enačbi je:

- k — toplotna prestopnost (W/m²K)
- F — površina za izmenjevanje toplote (m²)
- Δ ϑ_{sr} — logaritimska srednja temperatura (K)

Za izračun izstopne temperature dimnih plinov in izstopne temperature zraka potrebujemo še enačbo za toplotno bilanco izmenjave toplote med dimnim plinom in zrakom:

$$V_{dp} \eta (\vartheta_{dpv} c_{dpv} - \vartheta_{dpl} c_{dpl}) = V_{zr} (\vartheta_{zri} c_{zri} - \vartheta_{zrv} c_{zrv}) \quad (2)$$

V enačbi (2) je:

- η — izkoristek toplote dimnih plinov,
 - V — pretok,
 - ϑ — temperatura,
 - c — specifična toplota
- indeksi:
- dp — dimni plini,
 - zr — zrak,
 - v — vstop,
 - i — izstop

Simulacija izmenjave toplote poteka po naslednji shemi: predpostavimo izstopno temperaturo zraka, izračunamo izstopno temperaturo dimnih plinov iz rekuperatorja, izračunamo izstopno temperaturo zraka in postopek izračuna ponavljamo, dokler se predpostavljena in izračunana temperatura zraka ne ujameta. Na podlagi opisane osnovne sheme smo izdelali matematični model za igličasti rekuperator in simulirali različne možne pogoje pretokov zraka in dimnih plinov. Iz rezultatov simuliranja različnih pogojev temperatur in pretokov dimnega plina in zraka smo ugotovili, da je pri normalnem delovanju regulacije vleka dimnih plinov in pri pretakanju zadostne količine dimnih plinov možno z obstoječim rekuperatorjem pri dobrem vzdrževanju doseči izstopno temperaturo zraka 400°C. Na podlagi meritev in simulacij različnih pogojev z modelom smo ugotovili, da zamenjava obstoječega rekuperatorja ni nujno potrebna.

3.3.2 Model prenosa toplote v sistemu dimni plin—stena peči—vložek

V algoritmu prenosa toplote v peči sta upoštevana prevajanje toplote v steni peči in v slabo ter prenos toplote od dimnih plinov na steno peči in slab ter izmenjava toplote med steno in slabom. Peč razdelimo na navidezne segmente in predpostavimo, da je temperatura dimnih plinov in stene peči v posameznem segmentu konstantna. Izhodiščni podatek je poznana temperatura notranjega površja stene. Čas ogrevanja razdelimo na kratke časovne intervale. Čas prehoda slaba iz enega v drugi navidezni segment peči je določen s časom zadrževanja slaba v posameznem segmentu, ki je tudi znan in je lahko od segmenta do segmenta različen. Temperatura dimnih plinov v posameznem segmentu peči izračunamo samo enkrat, ker bi bilo računanje sicer prezahtudno, če bi jo računali v vsakem časovnem intervalu. Za določitev toplotnih prestopnosti moramo poznati temperaturo dimnih plinov, temperaturo površja stene segmenta in temperaturo površja slaba.

temperature at measuring points 2 and 3 (Fig. 5) shows how strongly it was affected by the water cooled skidrails which have not been exchanged during the first phase. Figure 6 shows the slab temperatures after the second phase of redesign i. e. after the water cooled skidrails have been exchanged for new ones. The improvement is clearly seen at the measuring points 2 and 3 verifying the theoretical simulation by two dimensional mathematical models¹. The measurements indicate a possibility of shortening the time the slab needs for its passage through the furnace which would increase furnace throughput and reduce the specific energy consumption.

3.3 Development and Verification of Mathematical Models

3.3.1 Recuperator Model

A mathematical model²⁾ for simulation of exhaust gases heat exchange in the recuperator was designed. The quantity of exchanged heat in the recuperator was calculated by the following equation:

$$Q = k F \Delta \vartheta_{sr} \quad (1)$$

- k = heat transfer coefficient
- F = heat exchange area (m²)
- Δ ϑ = logarithmic average temperature difference (K)

To calculate the flue gas output temperature and the air output temperature another equation is necessary, accounting for the heat balance between flue gases and air. The equation is as follows:

$$V_{dp} \eta (\vartheta_{dpv} c_{dpv} - \vartheta_{dpl} c_{dpl}) = V_{zr} (\vartheta_{zri} c_{zri} - \vartheta_{zrv} c_{zrv}) \quad (2)$$

meaning:

- η — flue gas heat efficiency
 - V — flow
 - ϑ — temperature
 - c — specific heat
- indexes:
- dp — flue gases,
 - zr — air,
 - v — input,
 - i — output

Simulation of heat exchange is carried out according to the following concept: First, an output air temperature is presumed and the agreement between the presumed and estimated air temperature is achieved by successive approximation. A mathematical model for acicular recuperator was created and the simulations of its performance for various air and flue gas flows were carried out on the basis of the described basic concept. The results obtained by simulation proved that the existing recuperator if well maintained could produce the output temperature of 400°C providing the flue gas draft regulation operates normally and the amount of flue gas flow is sufficient. Measurement results and simulations of various conditions showed the exchange of the existing recuperator would not be necessary.

3.3.2 Model of Heat Flow in the System Flue Gas—Furnace Wall—Slab

The model of heat transfer within the furnace chamber considered the heat conduction inside of the furnace wall, and the slab together with the heat radiation from the flue gases to the wall and the slab, as well as the heat radiation between the wall and the slab.

The furnace was divided into 21 fictitious zones the flue gas temperature in each individual fictitious zone was presumed to be constant, and the temperature of the interior of the furnace wall was given. The heating

Temperatura površja stene segmenta je merjena. Za temperaturo površja slaba vzamemo temperaturo, ki jo je imel slab na površju, ko je vstopil v segment peči. Temperaturo dimnih plinov predpostavimo in nato izračunamo iz pogoja, da je vsota toplotnih tokov na steno peči in od stene peči enaka nič. Pri tem upoštevamo karakteristike stene peči oziroma nestacionarno prevajanje toplote v steni peči, vrsto uporabljenega goriva, razmerje zraka, debelino plinske plasti in razmerje površin.

3.3.3 Model prevajanja toplote v slabu

Zanesljivost merjenja temperatur v coni izenačevanja z »vlečnimi« termoelementi je problematična. Termoelementi in zaščitna keramika so v coni izenačevanja (nad 1200°C) v takšnem stanju, da je med vodnikoma možen kontakt na površini slaba. V večini primerov termoelementi ne zdržijo na tej temperaturi do izstopa slaba iz peči. Izvedba meritev v primeru več merilnih mest je zelo zahtevna in draga. Zato je za celovit študij poteka ogrevanja potrebno kombinirati meritve in matematični model, ki je verificiran v zanesljivem področju merjenja temperatur. S tako verificiranim modelom lahko simuliramo različne pogoje in optimiramo storilnost peči glede na zahtevano končno temperaturo in temperaturno diferenco v slabu. Mejne pogoje na zgornji in spodnji površini slaba računamo z vnaprej opisanim modelom prenosa toplote v sistemu dimni plin—stena peči—površina vložka in nato temperaturno polje v slabu s Fourierjevo parcialno diferencialno enačbo za prevajanje toplote v neustaljenem temperaturnem polju, ki jo rešujemo numerično z metodo končnih diferenc.

$$\frac{\delta \vartheta}{\delta t} = a \frac{\delta^2 \vartheta}{\delta x^2} \quad (3)$$

V enačbi (3) je:

ϑ = temperatura, °C;

t = čas, sek

x = debelina slaba, mm;

a = temperaturna prevodnost, m²/s.

Specifična toplota in toplotna prevodnost v modelu nastopata kot veličini, ki sta odvisni od temperature. Pri-

time was divided into short time intervals. The time interval of slab transition from one fictitious zone to another was estimated by the slab retention time interval in each individual fictitious zone which were known, too, yet might differ. The flue gas temperature of each fictitious zone of the furnace was calculated only once as the temperature estimation of each individual time interval proved to be a waste of time. To determine the heat transfer the temperatures of the gases, of the fictitious zone surface and of the slab surface have to be known. The temperatures on the inner surface of the side wall were measured. For the slab surface temperature the value was taken which it had at the entrance of the fictitious zone. The temperature of the flue gases was presumed and then calculated on condition the sum of heat flows taking direction to the wall and those radiating from the furnace wall equaled zero. In doing so, the furnace wall characteristics and unsteady-state conduction within the furnace wall, the fuel applied, air ratio, flue gas thickness and surface ratio were considered.

3.3.3 Model of Heat Conduction Within Slab

The temperature measuring by "drag" thermocouples within the soak zone is not entirely reliable. The heat can cause errors in measuring due to its effects on thermocouples (wire contact). The thermocouples are usually damaged before the passage is finished. Temperature evaluation at several measuring points is very expensive and difficult. This results in necessity of a detailed study of heat procedures based on measurements combined with mathematical models, the latter being verified at a reliable measuring range. Such a verified model may simulate divers conditions including the optimum furnace throughput considering the required end temperature and the temperature difference within the slab. The boundary conditions for the top and bottom slab surface are estimated by the previously described model of heat transfer in the system flue gas-furnace wall-slab surface.

Then the temperature field within the reference slab is estimated by the partial differential equation for heat

Tabela 1.: Primer zapisa podatkov o zgodovini ogrevanja slaba
Table 1: Example of data plot or slab reheating history

24. interval oz. slab;

odsek	časovni interval		ϑ °C	$\Delta \vartheta$ K	λ W/mK	c_p J/kgK	ϑ_p °C	temperaturni profil v slabu °C						
	min	s												
1	11	0	89	245	15.0	484	850	55	40	37	48	84	157	282
2	8	30	137	287	15.7	508	850	77	65	70	95	147	232	352
3	8	30	182	303	16.4	528	850	108	99	109	143	201	288	402
4	10	0	232	304	17.0	545	850	151	144	158	195	256	340	447
5	9	10	276	292	17.7	554	850	196	189	204	241	300	381	481
6	11	50	339	249	18.5	563	850	295	270	273	302	355	428	519
7	10	10	487	405	20.5	577	1150	503	416	382	402	474	603	787
8	11	0	634	329	22.2	599	1150	687	589	544	553	616	725	873
9	8	10	749	248	24.0	615	1150	870	745	678	669	712	798	916
10	9	40	864	201	25.2	639	1150	998	887	819	797	819	880	971
11	8	0	971	208	26.4	674	1280	1105	994	922	897	920	990	1103
12	10	50	1071	145	27.8	716	1280	1163	1086	1036	1018	1035	1086	1162
13	8	10	1123	108	28.7	740	1280	1192	1135	1097	1084	1097	1135	1192
14	8	0	1169	106	29.2	762	1320	1214	1171	1143	1135	1149	1185	1241
15	9	0	1205	83	29.5	781	1320	1233	1203	1184	1180	1193	1222	1263
16	12	0	1238	59	29.8	793	1320	1252	1233	1223	1222	1232	1253	1281
17	10	40	1243	31	29.9	795	1280	1234	1234	1235	1239	1245	1254	1265
18	8	0	1247	31	29.9	796	1280	1236	1237	1239	1244	1250	1258	1267
19	8	0	1250	29	29.9	797	1280	1240	1241	1243	1247	1253	1260	1269
20	8	40	1253	26	30.0	798	1280	1243	1244	1247	1251	1256	1262	1270
21	10	0	1256	24	30.0	799	1280	1247	1248	1250	1254	1259	1264	1271

mer izračuna poteka ogrevanja slaba pri prehodu skozi peč z dejanskim časom zadrževanja slaba na posamezni poziciji v peči je prikazan v tabeli št. 1.

4. SPECIFIČNA PORABA TOPLOTE

Specifična poraba energije na potisni peči že vrsto let konstantno pada kot posledica različnih ukrepov v proizvodnji in povečanega deleža toplotno založenih slabov. Najizrazitejši padec je bil po rekonstrukciji peči. V letu 1986 je znašala povprečna letna specifična poraba toplotne energije 2739 kJ/kg. Rekonstrukcija peči je bila izvedena v letu 1987. V letu 1989 je bila povprečna letna specifična poraba toplote 2230 kJ/kg. V treh mesecih v letu 1989, pri sistemu pet dni obratovanja in dva dni »slepega« kurjenja (sobota in nedelja), je dosežena povprečna specifična poraba toplotne energije 2025 kJ/kg. V letu 1990 se tendenca znižanja specifične porabe nadaljuje in je močno odvisna od dosežene povprečne storilnosti peči. Odvisnost specifične porabe toplotne energije potisne peči od storilnosti peči za obdobje maj—julij 1990 je prikazana na sliki 7. Pri storilnosti peči 900—1200 t/dan je imela peč specifično porabo toplote med 1500 in 2000 kJ/kg (sl. 7). Glede na relativno kratko dolžino peči in nekoliko višjo končno temperaturo ogrevanja slabov so doseženi rezultati primerljivi z rezultati uvajanja nove tehnologije ogrevanja na podobnih pečeh v svetu⁽¹⁾.

transfer in an unsteady temperature field by Fourier solving it by the numerical method of finite differences.

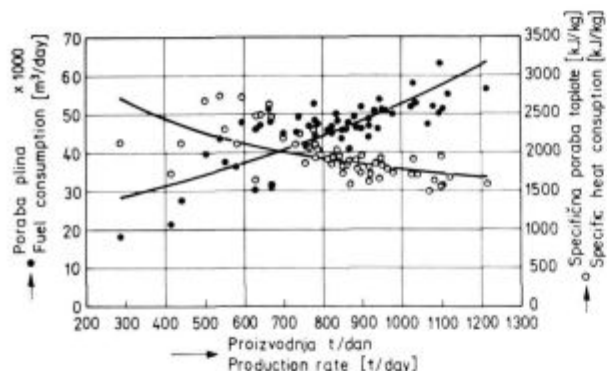
$$\frac{\delta \vartheta}{\delta t} = a \frac{\delta^2 \vartheta}{\delta x^2} \tag{3}$$

- ϑ = temperature in °C
- t = time in sec
- x = slab thickness in mm
- a = temperature conductivity in m²/s

Specific heat and heat conductivity represent values depending on temperature. Table 1 shows an example of reheating process calculation of the slab passing through the furnace considering the actual intervals of the slab retention in each individual fictitious zone.

4. SPECIFIC HEAT CONSUMPTION

The specific energy consumption of the push-type slab reheating furnace has been reduced constantly in the past years which is considered to depend on regulations concerning the process of manufacturing and increased rate of hot charged slabs. The most significant decrease in energy consumption occurred immediately after the redesign was completed. In 1986, the average yearly specific heat consumption amounted to 2739 kJ/kg. In 1987 the furnace was redesigned, and the year 1989 showed 2230 kJ/kg of specific heat consumption. The furnace was heated seven days a week while operating five days (Saturdays, Sundays idle heating). In the first three months of 1989 the average specific heat consumption amounted to 2025 kJ/kg. The tendency towards reduction of specific heat consumption is even more emphasized in 1990, but greatly dependent on the furnace average throughput. Figure 7 shows the dependence of the specific heat consumption on the push-type slab reheating furnace throughput from May through July 1990. The furnace throughput of 900—1200 t/day equalled the specific heat consumption of 1500 to 2000 kJ/kg (Fig. 7). Considering the relatively short size of the furnace and the higher slab reheating final temperature the obtained results could be ranked among those of new heating technology of similar furnaces abroad⁽¹⁾. The reduction of specific heat consumption of the push-type slab reheating furnace will be furthered by the increasing share of hot continuously cast slabs by shortened heating time and higher throughput of the furnace, respectively, as well as by introduction of a process computer to furnace control which is being installed in the Jesenice Steelworks, at the moment.



Slika 7

Odvisnost specifične porabe toplote od storilnosti peči

Fig. 7

Relation between specific heat consumption and furnace throughput

Nadaljnje znižanje specifične porabe toplote na potisni peči bo možno s povečanjem deleža vroče založenih kontinuirno ulitih slabov, skrajšanjem časov ogrevanja oziroma zvišanjem storilnosti peči in z uvajanjem procesnega računalnika v sistem vodenja peči, kar je v Železarni Jesenice v fazi realizacije.

5. ZAKLJUČKI

V okviru raziskave, z uporabo sistema za avtomatsko akvizicijo podatkov, smo izvedli toplotno tehnične meritve pred rekonstrukcijo potisne peči in po njej. Potek temperatur v slabu v celotnem času ogrevanja smo spremljali z matematičnim modelom in z meritvami temperatur na različnih mestih po preseku slaba. Rezultati meritev so pokazali izboljšanje kvalitete ogrevanja slabov in znižanje povprečne letne specifične porabe energije za ca. 20 %. Z realizacijo projekta vodenja potisne peči s procesnim računalnikom bo omogočena nadaljnja optimizacija tehnologije ogrevanja slabov z minimalno porabo energije.

5. CONCLUSION

Research of the push-type slab reheating furnace was performed by automatic data acquisition before and after the furnace redesign. The temperatures within slabs were checked by the mathematical model and temperature measurements at several measuring points along the slab cross section surface. The measurement results showed improved slab heating and an average yearly specific heat consumption reduced for about 20 %. The process computer control of the push-type reheating furnace will reduce the energy consumption to minimum and improve the slab reheating technology considerably.

LITERATURA/REFERENCES

1. Zongyu Li, P. V. Barr, J. K. Brimacombe: Computer simulation of the slab reheating furnace. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 27, 1988, 3.
2. B. Sicherl, T. Kolenko, B. Glogovac: Storilnost potisne peči na Bluminu. Poročilo, FNT, VTOZD Montanistika Odsek za Metalurgijo, 1986, Poročilo, FNT, VTOZD Montanistika Odsek za Metalurgijo, 1986.
3. F. Reinitzhuber, H. P. Domels: Einsatz neuzeitlicher Technologien an Walzwerksoefen Stahl u. Eisen 110 (1990) 8.
4. B. Glogovac, T. Kolenko, A. Mandeljc, D. Mikec, I. Bizjak, B. Sekloča: Študija delovanja ogrevnih peči v valjarni Bluming Štekel glede na spremenjeno pot vložka in kapaciteto rekonstruirane potisne peči. Poročilo Metalurškega inštituta, Ljubljana 1988.
5. T. Kolenko, M. Hodošček, B. Glogovac, A. Mandeljc, P. Sekloča, D. Mikec: Računalniški model ogrevanja plošč v potisni peči. Zbornik posveta o Metalurgiji in kovinskih gradivih, Ljubljana, oktober 1989.

Primerjava različnih metod preizkušanja jekla NIOMOL 490 za določevanje lomnih karakteristik pri nizkih temperaturah

Comparison of different tests on NIOMOL 490 steel to determine fracture characteristics at low temperature

J. Vojvodič-Gvardjančič^{*1}, F. Vodopivec^{**2}

UDK: 620.178.74.001.36:669-973:669.14.018.41
ASM/SLA: Q26s, Q6n, SGBr, 1—54

V prispevku so obravnavane lomne značilnosti drobnozrnatega mikrolegiranega jekla NIOMOL 490. To jeklo ima feritno bainitno mikrostrukturo ter mejo plastičnosti minimalno 490 MPa, dobro duktilnost pa ima še tudi pri temperaturi -60°C . Staranje tega jekla pa duktilne lastnosti poslabša, zato nevarnost krhkega loma postane realna. Lastnosti tega jekla v odvisnosti od temperature uporabe so bile določene tako s statičnimi preizkusi, kot tudi z udarnimi preizkusi ter merjenjem lomne žilavosti.

The article presents fracture characteristics of the fine grained microalloyed NIOMOL steel. This steel's microstructure is ferritic-bainitic and its minimal yield strength 490 MPa. It is good at ductility even at -60°C . Aging impairs the ductile properties, causing brittle fracture. The steel properties in relation to working temperatures have been determined by static load testing as well as impact testing, and measurements of fracture toughness.

1. UVOD

Nosilni element konstrukcije odpove zaradi prekoračitve mejne napetosti, zaradi nestabilnosti ali pa zaradi loma. Prva dva kriterija sta v konstruktorski praksi že dolgo znana, njuna uporaba pa je predpisana s standardi. V novejšem času, ko se zaradi tehnoloških zahtev uvajajo materiali izredno visokih trdnosti, pa prva dva kriterija za varnost nosilnega elementa nista več zadostna. Zasnovana sta na predpostavki, da je material homogen in izotropen, ter ne upoštevatva napak v materialu, ki med eksploatacijo lahko prerastejo v razpoke kritične velikosti, ki povzročijo porušitev zaradi loma.

Pojav krhkega loma lahko pričakujemo tudi pri jeklu NIOMOL 490, ki spada v skupino mikrolegiranih drobnozrnatih jekel s feritno bainitno mikrostrukturo ter mejo plastičnosti min 490 MPa. Jeklo je zaradi dobre duktilnosti še tudi pri temperaturi -60°C primerno za izdelavo tlačnih posod za utekočinjene pline. Ravno pri teh konstrukcijah pa se nevarnost pojavljanja krhkega loma v praksi še stopnjuje zaradi procesov staranja predhodno v hladnem deformiranega jekla (podnice).

Zato moramo tlačne posode kontrolirati tudi s stališča lomne mehanike, ki se ukvarja z vplivom atomarno ostre razpoke v nosilnem materialu. Ob tem pa moramo poznati lomne značilnosti jekla, da lahko določimo temperaturno mejo uporabnosti tega jekla.

2. VRSTA PREISKAV

Za določanje lomnih značilnosti drobnozrnatega mikrolegiranega jekla NIOMOL 490 smo uporabili statične in dinamične mehanske preizkuse. Iz skupine statičnih

1. INTRODUCTION

Exceeded stress threshold, instability or fracture cause a construction bearing element to fail. For a long time the first two criteria have been known to builders and their application specified by standards. Recently, when high strength materials were required by development of technology, the two first mentioned criteria became insufficient because the supposition of homogenous and isotropic material did not consider flaws in the material which could develop cracks of critical size causing collapse.

NIOMOL 490, belonging to the group of fine grained microalloyed steels with a ferritic bainitic microstructure and a minimum yield stress of 490 MPa might become subject to brittle fracture. The steel shows good ductility at -60°C , thus it is suitable for high pressure vessels for liquid gases. Such constructions are endangered by brittle fracture because of the aging of the cold formed steel bottom. Therefore, the high pressure vessels have to be checked for fractures in the bearing material. For this reason it is necessary to know the fracture characteristics of the steel, and to define the temperature boundary for the use of this steel.

2. TEST TYPES

To determine fracture characteristics, static load and dynamic mechanical tests were performed. The conventional tensile test, the tensile test of specimens with a circumferential notch and measurement of fracture toughness with the J integral method and correction by Schwalbe, were chosen from the group of static mechanical tests.

The impact Charpy-V method for toughness measurement and the method for the nil ductility temperature determination by drop weight test was selected from the group of dynamic mechanical tests.

^{*1} mag. Jelena Vojvodič-Gvardjančič, dipl. gradb. ing. — Inštitut za metalne konstrukcije, Ljubljana, stanovanje: Resljeva 1, Ljubljana

^{**2} prof. dr. Franc Vodopivec, dipl. ing. — Metalurški inštitut, Ljubljana, Lepi pot 11

^{**} Originalno objavljeno: ZzB 24 (1990) 4

^{***} Rokopis prejet: september 1990

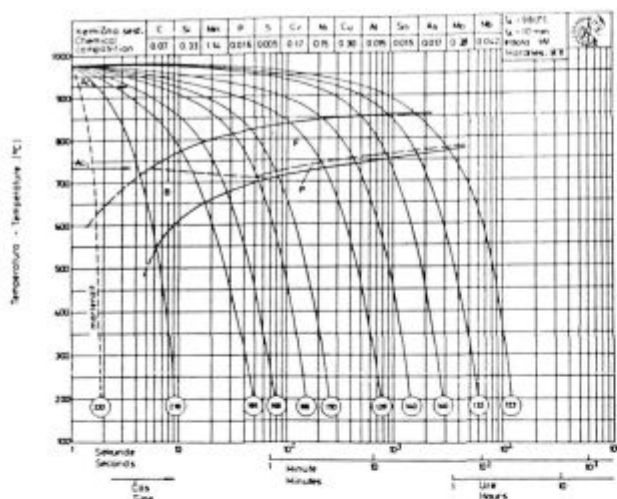
mehanskih testov smo izbrali konvencionalni natezni preizkus, natezni preizkus cilindričnih preizkušancev z obodno zarezo ter merjenje lomne žilavosti z metodo J integrala ter korekcijo po Schwalbeju. Iz skupine dinamičnih mehanskih preizkusov pa smo izbrali metodo udarnega merjenja žilavosti Charpy-V in metodo določanja temperature neduktilnega loma (drop weight test).

3. EKSPERIMENTALNI DEL

3.1 Določanje trdnostnih karakteristik jekla NIOMOL 490 in NIOMOL 490 K

Za preiskave smo uporabili drobnozrnato mikrolegirano jeklo NIOMOL 490, debeline 12 mm, z mejo plastičnosti 490 MPa. To jeklo spada med mikrolegirana jekla, legirana z Mn, Mo, Nb s feritno bainitno mikrostrukturo. Železarna Jesenice ga je dobavila v normaliziranem stanju. Mehanske lastnosti in kemična analiza so razvidne iz tabel I, II, III. Izoblikovanje mikrostrukture jekla NIOMOL 490 je prikazano s TTT diagramom kontinuirnega ohlajanja na sliki 1. Mikrostruktura jekla NIOMOL 490 je prikazana na sliki 2. Sestavljata jo ferit in bainit. Iz slike 2 je razvidno, da je jeklo izrazito drobnozrnato in ima feritno-bainitno mikrostrukturo z dokajšnjim deležem bainita. Delež bainita v mikrostrukturi pa domnevno zaradi segregiranja, zlasti ogljika, nekoliko variira.

Del preiskav smo opravili tudi na jeklu NIOMOL 490 K, zato prikazujemo tudi njegove karakteristike — tabela IV, V, VI.



Slika 1.

TTT diagram jekla NIOMOL 490

Figure 1.

TTT diagram of the NIOMOL 490 steel

Tabela 1: Mehanske lastnosti pločevine Niomol 490

Pločevina Niomol 490 t = 12 mm	Mehanske lastnosti pločevine				
	Rp MPa	Rm MPa	A5 %	Z %	Smer preizkušanja
Potrdilo o kvaliteti Železarne Jesenice št. 11759	488	614	26	—	prečno na smer valjanja
Podatki iz prospekta Železarne Jesenice	490	560 — — 740	19	—	

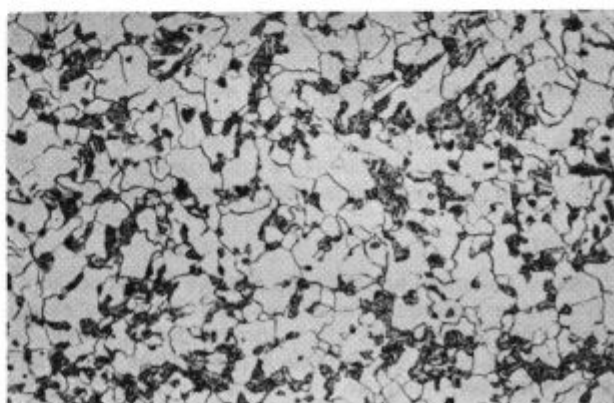
3.0 EXPERIMENTS

3.1 Tensile strength characteristic

All specimens were manufactured from a 12 mm thick plate with yield strength 490 MPa and delivered after normalising by Jesenice steelworks. The NIOMOL 490 and 490 K steels belong to microalloyed steels alloyed with Mn, Mo, Nb with a ferritic-bainitic microstructure. Their mechanical properties and the chemical composition are shown in table I, II, and III. The TTT diagram for continuous cooling of the NIOMOL 490 K steel is shown in Figure 1.

The microstructure of the steel shown in Figure 2 consists of ferrite and bainite and is finegrained. The share of bainite in the microstructure varies to a certain extent because of local segregations, mostly carbonous.

The investigation was partly carried out on the NIOMOL 490 K steel, whose characteristics are shown in



nital 500 X



nital 10000 X

Slika 2.

Mikrostruktura jekla NIOMOL 490

Figure 2.

Microstructure of the NIOMOL 490

Tabela 2: Kemijska sestava pločevine Niomol 490

Kemijska sestava pločevine Niomol 490 t = 12 mm											
Oz-naka	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Nb
	%										
1	0.11	0.26	1.20	0.018	0.006	0.24	0.30	0.18	0.26	0.031	0.054
2	0.09	0.24	1.21	0.018	0.006	—	—	—	—	—	—

1. Dejanska analiza pločevine
2. Podatki iz atesta Železarne Jesenice št. 11759

Tabela 3: Žilavost pločevine Niomol 490

Smer valjanja	Žilavost ISO — V (J) nestarano stanje					Žilavost DVM (J) starano stanje					
	Temperatura preizkušanja										
	+20	0	-20	-40	-50	-60	+20	+5	-20	-40	-60
Vzdolžno	63	63	63	55	47	39	47	41	41	31	27
Prečno	55	55	47	39	34	31	35	31	31	27	—

Tabela 4: Mehanske lastnosti pločevine Niomol 490 K

Mehanske lastnosti pločevine Niomol 490 K t = 24 mm						
	Rp MPa	Rm MPa	A5 %	Z %	Smer preizkušanja	
Potrdilo o kvaliteti	496	564	21.8	—	prečno na smer valjanja	
Železarne Jesenice	529	604	19.8	—		

Tabela 5: Kemijska sestava pločevine Niomol 490 K

Kemijska sestava pločevine Niomol 490 K t = 24 mm													
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Nb	Ti	N	
%													
0.09	0.31	0.33	0.012	0.002	0.53	0.18	0.37	0.28	0.052	0.052	0.022	0.0093	

Tabela 6: Žilavost pločevine Niomol 490 K

Smer valjanja	Žilavost ISO — V (J) nestarano stanje				Žilavost ISO — V (J) nestarano stanje							
	Temperatura preizkušanja (°C)											
	-20				-60							
Prečno	300	249	300	162	166	163	228	238	240	163	161	160

Mikrostruktura jekla NIOMOL 490 K je razvidna s **sliki 3**. Mikrostruktura je podobna kot na **sliki 2**, vendar je delež bainita nižji, medtem ko so kristalna zrna ferita približno enako velika, kot pri jeklu NIOMOL 490.

Iz jekla NIOMOL 490 smo izdelali različne vrste preizkušancev in določili mehanske lastnosti te pločevine, ki so razvidne iz **tabele VII**. Natezni preizkus cilindričnih preizkušancev z obodno zarezo iz jekla NIOMOL 490 v dobavnem stanju, kot tudi 10 % deformiranem v hladnem ter umetno staranem 30°/250° C je razviden iz **tabele VIII in IX**.

Na osnovi zbranih rezultatov je razvidno, da jeklo NIOMOL 490 v pogojih statičnega preizkušanja ne kaže bistvenega poslabšanja lastnosti vse do temperature -100° C. Lastnosti tega jekla v dobavnem stanju so si-

Table 1: Mechanical properties of Niomol 490 in 12 mm plate

Plates Niomol 490 t = 12 mm	Mechanical Properties				
	Rp MPa	Rm MPa	A5 %	Z %	Direction of Testing
Quality certificate issued by Jesenice Steelworks No. 11759	488	614	26	—	transverse
Data from Jesenice Steelworks booklet	490	560 — — 740	19	—	

Table 2: Chemical composition of Niomol 490 steel

Chemical Composition of Niomol 490 Plates t = 12 mm											
Designation	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Nb
		%									
1	0.11	0.26	1.20	0.018	0.006	0.24	0.30	0.18	0.26	0.031	0.054
2	0.09	0.24	1.21	0.018	0.006	—	—	—	—	—	—

1. Analysis of the tested plate
2. Data from the Jesenice Steelworks certificate No. 11759

Table 3: Impact toughness of Niomol 490

Rolling direction	Impact Toughness ISO-V (J) not Aged					Impact Toughness DVM (J) Aged					
	Test temperature										
	+20	0	-20	-40	-50	-60	+20	+5	-20	-40	-60
Longitudinal	63	63	63	55	47	39	47	41	41	31	27
Transversal	55	55	47	39	34	31	35	31	31	27	—

Table 4: Mechanical properties of Niomol 490 K steel

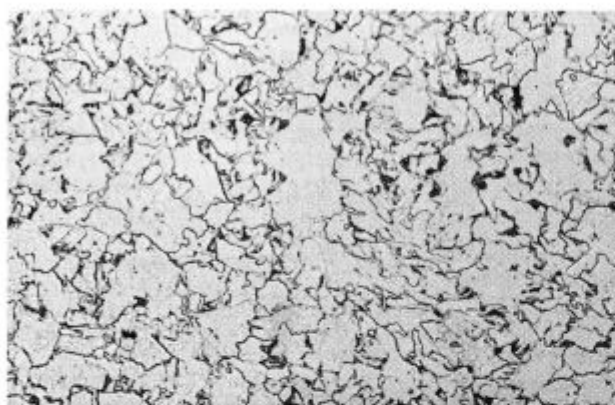
Mechanical properties of Niomol 490 K plates t = 24 mm						
	Rp MPa	Rm MPa	A5 %	Z %	Direction of Testing	
Quality certificate issued by Steelworks Jesenice	496	564	21.8	—	Transverse	
	529	604	19.8	—		

Table 5: Chemical composition of the Niomol 490 K steel

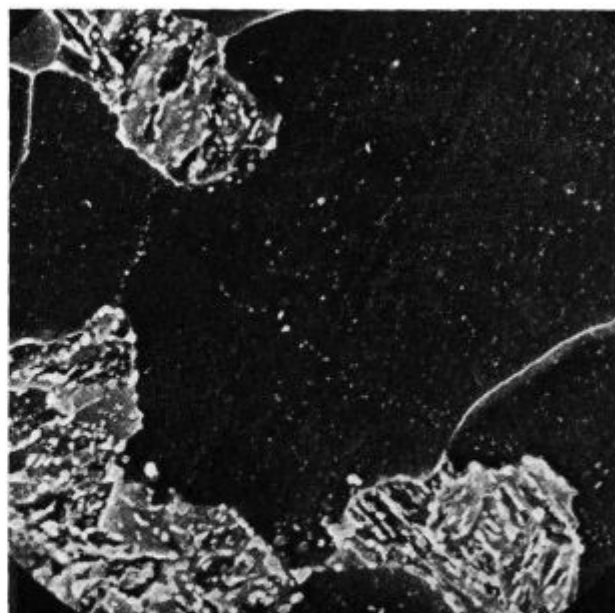
Chemical composition of Niomol 490 K plates t = 24 mm													
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Nb	Ti		
%													
0.09	0.31	0.33	0.012	0.002	0.53	0.18	0.37	0.28	0.052	0.052	0.022		

Table 6: Impact toughness of the Niomol 490 K steel

Rolling direction	Impact toughness ISO-V (J) not aged				Impact toughness ISO-V (J) not aged							
	Test temperature (°C)											
	-20				-60							
Transversal	300	249	300	162	166	163	228	238	240	163	161	160



nital 500 X



nital 10000 X

Slika 3.

Mikrostruktura jekla NIOMOL 490 K

Figure 3.

Microstructure of the NIOMOL 490 K

cer znatno boljše od lastnosti deformiranega in staranega jekla, vendar pa je primerjava teh lastnosti v odvisnosti od temperature preizkušanja praktično enaka. Izkaže se tudi, da je enakomerni raztezek boljši kazalnik duktilnosti jekla, kot pa je to zarezno trdnostno razmerje, kar je pravzaprav presenetljivo, če upoštevamo, da enakomerni raztezek meri le največjo dosegljivo homogeno deformacijo, z zareznim trdnostnim razmerjem pa merimo tudi sposobnost utrjevanja jekla ob zarezi. Podobno pa velja tudi za lomno duktilnost, ki je dobra mera za de-

tables IV., V. and VI. The microstructure of the NIOMOL 490 K steel is shown in Figure 3. The grain size is similar to that in Figure 2, while the amount of bainite is smaller.

The mechanical properties of 490 steel are shown in table VII. The tensile test results of cylindrical specimens with a circumferential notch made from the NIOMOL 490 steel in the as delivered condition as well as after 10 % cold deformation and aging for 30 min at 250°C are shown in table VIII. and IX.

Tabela 7: Mehanske lastnosti drobnozrnatega mikrolegiranega jekla Niomol 490 t= 12 mm**Table 7:** Mechanical properties of the finegrained microalloyed steel Niomol 490 t= 12 mm

Vrsta preizkušanca in trgalni stroj	Oznaka epruvete	Odvzem preizkušanca vzdolž smeri valjanja pločevine					Oznaka epruvete	Odvzem preizkušanca pravokotno na smer valjanja pločevine				
		Rp	Rm	A ₅	e _{gt}	Z		Rp	Rm	A ₅	e _{gt}	Z
		Mpa						Mpa				
»minitrac« Ø 5 mm, Amsler 100 kN	2,1	482	600	22,3	16,07	72	1,1	499	611	34,6	17,6	67,5
	2,2	477	599	23,1	17,0	72,7	1,2	484	593	35,8	17,9	71,9
	2,3	482	605	22,5	16,6	72	1,3	499	597	33,2	16,8	70,8
Okrogla epruveta Ø 10 mm/M 16 (strictionmax), Amsler 100 kN	2,10	467	596	28,5	13,8	72,4	1,7	486	579	25,9	12,0	69,1
	2,11	461	586	28,5	14,2	72,9	1,8	476	584	18,8	12,2	70,1
	2,12	429	580	20,2	13,8	73	1,9	463	579	18,9	12,7	67,2
Okrogla epruveta Ø 10 mm, L = 250 mm, Instron 1343	2,15	458	586	25,2	12,70	71,9	1,13	467	586	24,7	13,40	68,6
	2,16	453	575	26,7	14,20	72,2	1,14	465	588	24,3	13,00	68,5
	2,17	458	586	25,2	12,70	71,9	1,15	483	579	25,2		71,9
»minitrac« Ø 5 mm, odvzet s površine pločevine, Amsler 100 kN	2,18	462	585	31		78,8	1,16					
	2,19	465	583	28,4		73,9	1,17					
	2,20	462	585	31		78,8	1,18					
Podatki s prospekta Železarne Jesenice								490	560	—	19	
									740			

kjer pomeni:

e_{gt} . . . max. enakomerni raztezek (%)

Tabela 8: Konvencionalni natezni preizkus in preizkus cilindričnih preizkušancev z obodno zarezo na jeklu Niomol 490 v dobavnem stanju**Table 8:** Conventional tensile test and test on cylindrical specimens with circumferential notch of the steel Niomol 490 in as delivered condition

Osnovni material	Oblika epruvete	Oznaka epruvete	Temperatura preizkušanja	Osnovni premer epruvete (mm)	Podatki o preizkušancu						Mehanske lastnosti					
					do		S	l ₀	l _k	P _f (kN)	P _m (kN)	R _p	R _m	e _f	ε _v	ε _t = ln $\frac{S_1}{S_0}$
					d ₁ (d ₂)	S _u										
Niomol 490 t = 12 mm	brez zareze	1,1	T = -20°C	∅ 8	5,0	50,24	40	50,05	23,7	29,8	472	593	15,6	0,145	0,9397	
					8,0	19,63										
					2,6	15,2										
		1,2		∅ 10	4,4	5,81	100	118,1	38,7	48	493	611	14,3	0,134	1,195	
					10,0	78,54										
					5,5	23,76										
	z zarezo	1,3	∅ 8	T = -40°C	25	—	7,44	8,98	—	800	2,1	0,021	—			
														3,78	11,22	
														2,90	6,60	
		1,4	∅ 10		7,0	38,48	100	—	33,5	36,0	—	935	2,8	0,028	—	
					6,1	29,22										
					8,0	50,27										
	brez zareze	1,5	∅ 8	T = -40°C	40	49,4	30,1	37,5	599	746	16,9	0,156	1,106			
														4,6	16,62	
														8,0	50,24	
		1,6	∅ 8		4,3	14,51	40	50,0	25,5	32,3	507	643	14,1	0,132	1,242	
					5,6	24,63										
					5,1	20,43										
z zarezo	1,7	∅ 8	T = -40°C	40	—	25	28,4	—	1153	0,9	0,009	—				
													5,5	23,75		
													4,4	15,20		
	1,8	∅ 8		8,0	50,24	40	40,5	19,24	23,6	—	994	1,4	0,014	—		
				4,65	16,97											
				8,0	50,24											
brez zareze	1,9	∅ 8	T = -100°C	40	50,0	27,2	33,8	542	673	16,3	0,151	1,195				
													4,4	15,20		
													5,5	24,62		
	1,10	∅ 8		5,6	23,75	40	41,45	28,2	28,2	—	1146	3,4	0,034	—		
				4,8	18,09											
				5,5	23,75											
z zarezo	1,11	∅ 8	T = -100°C	40	41,25	24,51	26,9	—	1133	2,0	0,020	—				
													4,7	17,34		
													8,0	60,27		
	1,12	∅ 8		4,8	18,10	40	43,70	30,75	37,8	612	752	15,6	0,145	1,202		
				8,0	50,24											
				5,1	20,42											
brez zareze	1,13	∅ 8	T = -150°C	40	—	31,4	31,4	—	1252	—	—	—				
													5,65	25,07		
													—	—		
	1,14	∅ 8		5,8	26,41	40	40,75	28,2	28,4	—	1113	1,7	0,016	—		
				4,3	14,51											
				8,0	50,24											
z zarezo	1,15	∅ 8	T = -150°C	40	45,55	36,3	39,4	722	784	9,2	0,088	1,042				
													4,75	17,71		
													8,0	50,24		
	1,16	∅ 8		4,9	18,85	40	47,3	32,3	39,3	644	782	8,7	0,084	0,980		
				5,1	20,42											
				5,8	26,41											
brez zareze	1,17	∅ 8	T = -196°C	40	40,1	34,8	35,9	—	1359	0,4	0,004	—				
													5,2	21,23		
													5,8	26,41		
	1,18	∅ 8		5,2	21,23	40	40,3	37,7	37,7	—	1427	0,4	0,004	—		
				5,8	26,41											
				5,6	26,62											
1,19	∅ 8	5,6	26,62	40	40,3	37,7	37,7	—	1427	0,4	0,004	—				
		5,8	26,41													
		5,6	26,62													

Epruvete odvzete prečno na smer valjanja ≠

Tabela 9: Konvencionalni natezni preizkus in preizkus cilindričnih preizkušancev z obodno zarezo na 10 % deformiranem in umetno staranem (250° C/30 minut) Niomolu 490**Table 9:** Conventional tensile test and test on cylindrical specimens with circumferential notch on 10 % strained and artificially aged (250° C/30 ') Niomol 490

Osnovni material	Oblika epruvete	Oznaka epruvete	Temperatura preizkušanja	Osnovni premer epruvete (mm)	Podatki o preizkušancu				Mehanske lastnosti						
					do S		l ₀	l _k	P _f (kN)	P _n (kN)	R _f	R _m	e _{pr}	ε _c	ε _e = ln(S _u /S ₀)
					d _k (d ₀)	S _u									
Niomol 490 t = 12 mm 10 % hladno deformiran in staran 250°/30'	brez zareze	2,1	T = +20°C	∅ 8	8,0	50,27	40	46	33,58	34,40	668	684	2,75	0,0271	0,936
					5,01	19,71									
	brez zareze	2,2	T = +20°C	∅ 10	10,0	78,54	100	109,4	50,5	51,85	643	660	4,5	0,044	0,801
					6,7	35,24									
	z zarezo	2,3	T = +20°C	∅ 8	3,52	9,73	25	—	10,70	10,70	—	1099	0,5	0,005	—
					3,10	7,55									
	z zarezo	2,4	T = +20°C	∅ 10	6,83	36,64	100	—	39,75	39,75	—	921	3,3	0,032	—
					—	—									
	brez zareze	2,5	T = -40°C	∅ 8	8,0	50,27	40	46,35	41,3	41,7	822	830	3,6	0,035	1,001
					4,85	18,47									
	brez zareze	2,6	T = -40°C	∅ 8	8,0	50,27	40	47,25	36,27	37,50	722	746	5,0	0,0488	0,660
					5,75	25,97									
	z zarezo	2,7	T = -40°C	∅ 8	5,6	24,63	40	—	27,6	33,8	—	1372	1,4	0,014	—
					5,4	22,90									
	z zarezo	2,8	T = -40°C	∅ 8	5,56	24,28	40	43,7	30,1	30,1	—	1240	0,54	0,0054	—
					5,0	19,63									
	brez zareze	2,9	T = -100°C	∅ 8	8,0	50,24	40	43,65	36,0	37,6	717	748	6,4	0,062	1,063
					4,7	17,34									
brez zareze	2,10	T = -100°C	∅ 8	8,0	50,24	40	49,1	38,48	39,80	766	792	5,83	0,0567	1,063	
				4,7	17,34										
z zarezo	2,11	T = -100°C	∅ 8	5,6	24,62	40	—	30,6	30,6	—	1243	2,8	0,028	—	
				—	—										
Epruvete odvzete prečno na smer valjanja ≠	2,12	T = -100°C	∅ 8	5,7	25,52	40	40,6	32,2	32,2	—	1262	0,75	0,00747	—	
				5,1	20,43										
brez zareze	2,13	T = -150°C	∅ 8	8,0	50,27	40	41,2	37,89	39,0	754	776	1,46	0,0145	0,900	
				5,10	20,43										
brez zareze	2,14	T = -150°C	∅ 8	8,0	50,27	40	44,65	43,2	43,2	859	859	3,3	0,0328	0,861	
				5,20	21,24										
z zarezo	2,15	T = -150°C	∅ 8	5,69	25,4	40	—	35,3	35,3	—	1390	0,82	—	—	
				5,30	22,05										
z zarezo	2,16	T = -150°C	∅ 8	5,6	24,63	40	40,4	36,5	36,5	—	1482	0,17	0,00167	—	
				5,20	21,24										
brez zareze	2,17	T = -196°C	∅ 8	8,0	50,27	40	pretrg v m. tč.	45,6	45,6	907	907	0,58	6,00582	0,677	
				5,7	25,52										
brez zareze	2,18	T = -196°C	∅ 8	8,0	50,27	40	41,8	55,6	55,6	1106	1106	0,79	0,00789	0,462	
				6,35	31,67										
z zarezo	2,19	T = -196°C	∅ 8	5,6	24,63	40	40,1	32,8	32,8	—	1332	0,21	0,00208	—	
				5,6	24,63										
z zarezo	2,20	T = -196°C	∅ 8	5,7	25,52	40	40,1	39,1	39,1	—	1532	0,29	0,00291	—	
				5,6	24,63										
z zarezo	2,0	T = -196°C	∅ 8	5,8	26,42	40	40	33,2	33,2	1257	1257	0,21	0,00208	—	
				5,7	—										
z zarezo	2,22	T = -196°C	∅ 8	5,8	26,42	40	40,1	36,5	36,5	1381	1381	0,33	0,00291	—	
				5,5	23,76										

formabilnost jekla. Zarezo trdnostno razmerje se tudi ne spreminja kaj dosti s temperaturo preizkušanja, kar zlasti velja za dobavno stanje pločevine NIOMOL 490. Šele pri staranem stanju opazamo poslabšanje pri temperaturah preizkušanja, ki so nižje od -140°C . Zdi se tudi, da korenski radius zarez ni tako zelo odločilen, vsaj v tem primeru, saj je zarezo trdnostno razmerje staranega jekla, merjeno pri -196°C , skoraj enako, tako pri korenskem radiusu 0,25 mm (NSR = 1,423), kot tudi pri korenskem radiusu 0,025 mm (NSR = 1,311).

Temperatura prehoda v krhko stanje za statični režim obratovanja, merjena z enakomernim raztežkom v odvisnosti od temperature preizkušanja, je zanesljivo nižja od -140°C , čeprav je tedaj absolutna vrednost enakomernega raztežka že razmeroma nizka (velja za starano stanje, ne pa za material v dobavnem stanju), enako velja tudi za lomno duktilnost. Tudi razmerje med mejo elastičnosti in trdnostjo jekla je tedaj že zelo blizu 1, kar pomeni, da se tedaj jeklo obnaša že skoraj povsem elastično. Rekapitulacija mehanskih lastnosti NIOMOLA 490 ter izračunano zarezo trdnostno razmerje NSR sta zavidna iz **tabele X** ter grafično iz diagrama na **sliki 4**.

Tabela 10: Mehanske lastnosti Niomola 490 izmerjene pri statičnem preizkušanju

Temper. preizk. °C	Rp N/mm ²	Rm N/mm ²	Raz-merje Rp/Rm N/mm ²	Največji enako-merne razte-zek %	Trdnost zarezanega preizkuš. N/mm ²	Zarezo trdnostno razmerje NSR
Niomol 490 — dobavno stanje						
+ 20	482	602	0.80	14.9	867	1.440
- 40	553	694	0.79	15.5	1073	1.546
-100	548	686	0.80	17.5	1116	1.626
-150	657	791	0.83	15.6	1182	1.494
-196	683	783	0.87	8.9	1393	1.779
Niomol 490 — 10 % deformiran in staran 30'/250°C						
+ 20	655	672	0.97	3.6	1010	1.503
- 40	772	788	0.98	4.3	1306	1.657
-100	741	770	0.96	6.1	1252	1.626
-150	806	817	0.98	2.4	1436	1.757
-196	1006	1006	1.00	0.7	1432	1.432
					1319 ⁺	1.311 ⁺

Opomba: Vrednosti označene s + se nanašajo na korenski radius zarez 0,025 mm, medtem, ko so vse ostale vrednosti veljavne za zarezo s korenskim radiusom 0,25 mm (Charpy-V zarez)

kjer pomeni:

$$NSR = \frac{R_{m,net}}{R_{m,u}} \text{ zarezna krhkost oziroma občutljivost}$$

Ker z zniževanjem temperature zarezo trdnostno razmerje NSR, kot tudi enakomerni raztezek e_{gt} nekaj časa še raste in ker bi ta učinek lahko pripisali morebitno prisotnemu zaostalemu avstenitu v mikrostrukturi (posledica toplotne obdelave jekla) oziroma iz njega nastalem martenzitu pri nizkih temperaturah preizkušanja, smo iz NIOMOLA 490 izdelali 4 natezne preizkušance, od katerih sta bila dva preizkušena pri sobni temperaturi, dva pa sta bila podhlajena 1/2 ure pri $T = -196^{\circ}\text{C}$ (tekoči dušik), ogreta do sobne temperature, nato pa je bil opravljen natezni preizkus. Pri nateznem preizkusu nismo opazili nobenih razlik med obema vrstama preizkušancev, kar pomeni, da je imelo jeklo stabilno mikro-

The obtained results prove the NIOMOL 490 steel does not show a substantial impairment in properties down to the temperature of -100°C . This steel properties in the as delivered condition improve considerably after strain aging, but the comparison of these properties in relation to testing temperature is practically the same.

It is evident, that the uniform elongation is a better indicator of ductility of the steel, as the notch strenght ratio. This is surprising, considering that the uniform elongation measures only the largest achievable homogenous deformation whilst the notch strength ratio measures also the propensity of strain hardening of the steel at the notch. Similarly the ductility at fracture is a good measure for the deformability of the steel. The test temperature does not change the notch strength ratio very much, which is particularly true for the as delivered condition. After strain aging an impairment is observed at test temperatures lower than -140°C . It seems that the radius at notch root is not decisive — at least in this case — as the notch strength ratio of the aged steel, measured at -196°C , is almost the same at the root radius of 0,25 mm (NSR = 1,423), as at the root radius of 0,025 mm (NSR = 1,311).

*The transition temperature of the brittle state for the static loading, measured with the uniform elongation is certainly lower than -140°C although at this point the absolute value of the uniform elongation is already relatively low (this is valid for the aged, but not for the as delivered steel). The same can be said for the ductility at fracture. The ratio between the yield strength and tensile strenght is then already near 1, which means that in this case the steel behaves almost completely elastically. The recapitulation of the mechanical properties of NIOMOL 490 and the calculated notch strength ratio on NSR are shown in **table X**, and in diagram in **Figure 4**.*

Table 10: Mechanical properties of Niomol 490 evaluated by static load testing

Test temper. °C	Rp N/mm ²	Rm N/mm ²	Ratio- Rp/Rm N/mm ²	Largest uniform elonga- tion %	Tensile strength of notched specimen N/mm ²	Notched strength ratio NSR
Niomol 490 — as delivered						
+ 20	482	602	0.80	14.9	867	1.440
- 40	553	694	0.79	15.5	1073	1.546
-100	548	686	0.80	17.5	1116	1.626
-150	657	791	0.83	15.6	1182	1.494
-196	683	783	0.87	8.9	1393	1.779
Niomol 490 — 10 % strained and aged 30'/250°C						
+ 20	655	672	0.97	3.6	1010	1.503
- 40	772	788	0.98	4.3	1306	1.657
-100	741	770	0.96	6.1	1252	1.626
-150	806	817	0.98	2.4	1436	1.757
-196	1006	1006	1.00	0.7	1432	1.432
					1319 ⁺	1.311 ⁺

Remark: Values marked with + refer to the root radius of the 0,025 mm notch, all other values are valid for a notch with a root radius of 0,25 mm (Charpy-V notch)

with the following equation:

Notch brittleness sensitivity $NSR = \frac{R_{m,net}}{R_{m,u}}$

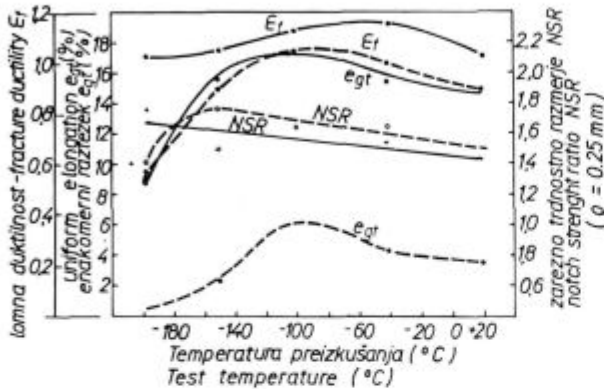
strukturo in da domneva o morebitno prisotnem zaostalem avtenitu in njegovemu vplivu na izboljšanje raztezka ne drži.

Legenda:

— dobavno stanje - Niomol 490
 --- 10 % deformirano in starano 250 °C/30'

Legend:

— as delivered condition - Niomol 490
 --- 10 % strained and aged 250 °C/30'



Slika 4.

Enakomerni raztezek e_{gf} , lomna duktilnost ϵ_f in zarezno trdnostno razmerje NSR v odvisnosti od temperature preizkušanja za NIOMOL 490 v dobavnem stanju in 10 % deformiranem ter staranem stanju (30 minut pri 250 °C)

Figure 4.

Uniform elongation e_{gf} , fracture ductility ϵ_f , and the notch strength ratio NSR as a function of test temperature for NIOMOL 490 in the as delivered condition and for 10 % deformed and aged condition (30 minutes at 250 °C)

3.2 Vpliv deformacije v hladnem ter staranja na žilavost jekla NIOMOL 490 in NIOMOL 490 K, Drop Weight Test

Da bi neposredno dokazali, da je jeklo NIOMOL 490 nagnjeno k staranju, smo opravili razbremenilni natezni preizkus, rezultati so razvidni s slike 4, merjenje Charpy-V žilavosti v odvisnosti od temperature pa je razvidno s slike 5.

Poleg opisanih raziskav smo določili še temperaturo neduktilnega loma NDT po standardu ASTM E 208. Rezultati vseh meritev so zbrani v tabeli XI.

Iz rezultatov je razvidno, da že manjša deformacija v hladnem povzroči zamik prehodne temperature k višjim vrednostim ($\Delta T = 55^\circ\text{C}$), da pa je zaradi procesov staranja ta zamik še intenzivnejši ($\Delta T = 83^\circ\text{C}$).

Staranje izhodnega materiala, ki ni bil predhodno deformiran v hladnem, ne poslabša bistveno prehodne temperature ($\Delta T = 15^\circ$), čeprav so bili časi staranja dovolj dolgi (20 ur pri $T = 250^\circ\text{C}$).

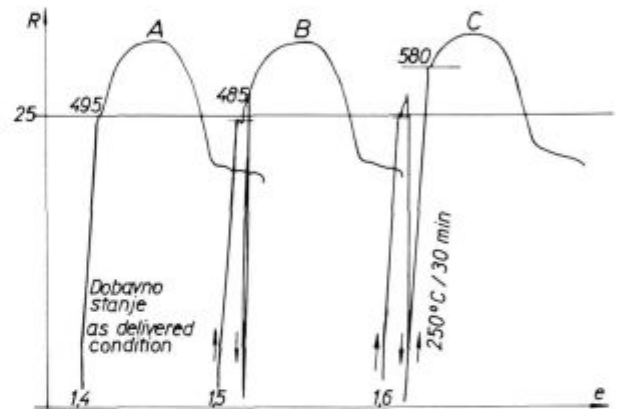
Omeniti moramo še vpliv ostrine zareze na Charpyevih preizkušanjih. Evidentno je, da je preizkušanje z V zarezo ostrejše, presenetljiva pa je velika razlika med obema prehodnima temperaturama, kar $\Delta T = 40^\circ\text{C}$, kar je za prakso zelo pomembno spoznanje. Sledi namreč, da je neobhodno meriti žilavost tudi z metodami mehanske loma, torej z atomarno ostro zarezo, tako da zajamemo najmanj ugodne pogoje s stališča eksploatacije pri nizkih temperaturah.

Ker, kot že rečeno, za preiskano jeklo NIOMOL 490 ni bilo mogoče določiti korelacije med NDT-temperaturo ter temperaturo prehoda v krhko stanje tudi za starano jeklo, smo ta del preizkusov ponovili, in sicer z jeklom

With decreasing temperature the notch strength ratio NSR and the uniform elongation e_{gf} increase for a short period of time which could be related to the presence of residual austenite, and to the martensite respectively, formed at lower test temperatures — four tensile test specimens were prepared from NIOMOL 490 to prove it. Two of them were tested at room temperature, the other two were cooled down to $T = -196^\circ\text{C}$ in liquid nitrogen hold for 1/2 an hour, and tested at room temperature. The tensile test showed no differences between the two specimens. That means that the steel had a stable microstructure and that the supposition of presence of residual austenite is not founded.

3.2 Strain aging of NIOMOL 490 and NIOMOL 490 K, checked by Drop Weight Test

To prove directly that the steel NIOMOL is affected by strain aging the unloading tensile test shown in Figure 4 was performed while the effect of temperature on the Charpy-V impact toughness is shown in Figure 5.



Slika 5.

Natezni preizkus NIOMOLA 490 ($t = 12\text{ mm}$) za ugotavljanje podvrženosti k staranju

Figure 5.

Tensile test of NIOMOL 490 ($t = 12\text{ mm}$) to ascertain proneness to aging

Table 11: Results of measurements performed for the Niomol 490 steel

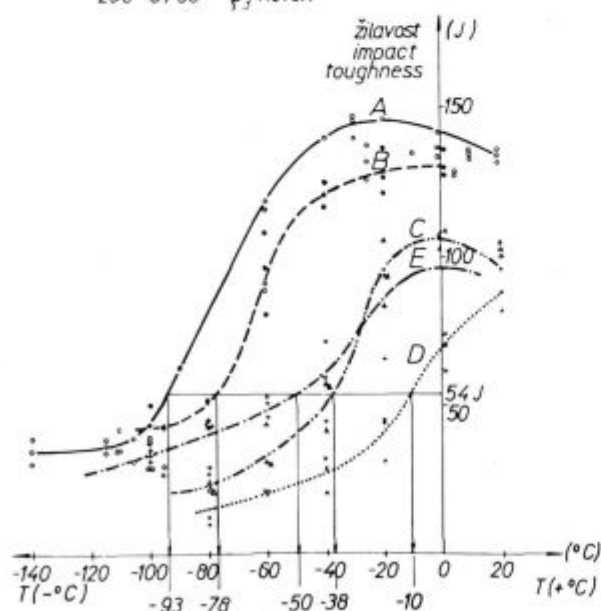
Designation of the curve	Steel aging	Type of notch on specimen	Measured transition temperature T_{54} ($^\circ\text{C}$)	Drop weight test results ($^\circ\text{C}$)
A	initial condition/normalized with a ferrite-bainite structure	Charpy V	-93	-85
B	initial condition + aging 250 °C/20 hours	Charpy V	-78	—
C	initial condition + cold straining	Charpy V	-38	—
D	initial condition + 10 % cold straining + aging 250 °C/30 min	Charpy V	-10	—
E	initial condition + 10 % straining aging 250 °C/30 min	Charpy U (ρ_c)	-50	—

Tabela 11: Rezultati meritev za jeklo Niomol 490

Oznaka krivulje	Staranje jekla	Tip zarez na vzorcu	Izmerjena temperatura prehoda T ₅₄ (°C)	Vrednosti drop weight testa (°C)
A	izhodno stanje (normalizirano s feritno-bainitno mikrostrukturo)	Charpy V	-93	-85
B	izhodno stanje + staranje 250°C/20 ur	Charpy V	-78	—
C	izhodno stanje + hladna deformacija	Charpy V	-38	—
D	izhodno stanje + 10% deformacija v hladnem + staranje 250°C/30 minut	Charpy V	-10	—
E	izhodno stanje + 10% deformacija v hladnem + staranje 250°C/30 minut	Charpy U (ρ ₃)	-50	—

A — Niomol 490 - dobavno stanje - zarez Charpy-V
 B — Niomol 490 - staran 250°C/20^h - zarez Charpy-V
 C — Niomol 490 - 10% hladno deformiran - zarez Charpy-V
 D — Niomol 490 - 10% hladno deformiran in staran 250°C/30^{min} - zarez Charpy-V
 E — Niomol 490 - 10% hladno deformiran in staran 250°C/30^{min} - zarez ρ₃

A — Niomol 490 - as delivered condition - Charpy-V notch
 B — Niomol 490 - aged 250°C/20^h - Charpy-V notch
 C — Niomol 490 - 10% cold strained - Charpy-V notch
 D — Niomol 490 - 10% cold strained and aged 250°C/30^{min} - Charpy-V notch
 E — Niomol 490 - 10% cold strained and aged 250°C/30^{min} - ρ₃ notch

**Slika 6.**

Žilavost v odvisnosti od temperature za jeklo NIOMOL 490

Figure 6.

Impact toughness as a function of temperature for the NIOMOL 490

The nil ductility temperature NDT as defined in ASME E 208 was determined. The results of all measurements are shown in **table XI**.

It is evident, that already a small cold straining causes the transition temperature to shift to higher values ($\Delta T = 55^\circ\text{C}$), and that this shift is still greater after strain aging ($\Delta T = 83^\circ\text{C}$). The aging of the initial material which previously was not cold strained does not essentially affect the transition temperature ($\Delta T = 15^\circ\text{C}$) not even after a relatively long aging time up to 20 hours at $T = 250^\circ\text{C}$.

The influence of the notch sharpness on Charpy specimens should be mentioned, too. It is evident, that the test with the V notch is more rigorous. The difference between the two transition temperatures, as high as $\Delta T = 40^\circ\text{C}$ is surprising and very important from the user standpoint. It suggests namely that the toughness must be measured by the methods of fracture mechanics i. e. by an atomic sharp notch considering the least favourable conditions of use at low temperature.

As already mentioned, for the investigated NIOMOL 490, it was not possible to determine the correlations between NDT and the transition temperatures not even for the aged steel, therefore these tests were partly repeated with NIOMOL 490 K, which is a modified version of NIOMOL 490, with a transition temperature shifted to a lower degree. The results are shown in **Figure 6** and in **table XII**.

Table 12: Correlation between transition temperatures into brittle state by the 54 J, 68 J criteria, resp. NDT temperature from DWT for Niomol 490 k

Material	Transition temp. to brittle state		NDT temperature from NWT
	Criterion 54 J	Criterion 68 J	
	(°C)		
A	-122	-115	-120
B	-112	-110	-105
C	-80	-77	-78

A Niomol 490 K — initial state, that is as delivered
 B Niomol 490 K — aged state (250°C/30 minutes)
 C Niomol 490 K — 10% cold strained and aged (250°C/30 minut)

Temperature of the transition to the brittle state on the basis of the average value for impact toughness 54 J (lit.¹) for NIOMOL 490, and on the basis of the criteria 68 J (lit.²) for steels of similar type were determined from diagram in **Figure 6**. The curves in the transition region are very steep, thus the reading is very approximative. The obtained values are shown together with the NDT temperatures of drop weight tests in **table XII**.

The conformity of the Charpy's temperature of transition into brittle state to the NDT of drop weight tests is surprising. It is important for the application of NIOMOL 490 K, but at the same time the general validity of the reference value of the CAT curve by Pellini is questioned. Namely, it is obvious that the relation between NDT and Charpy transition temperatures (into the brittle state) is complicated and varies from type to type of steel.

3.3 Microfractographic examinations

Figure 7 shows the morphology of the fracture surface of a NIOMOL 490 Charpy-V specimen in the initial

NIOMOL 490 K, torej z modificirano verzijo jekla NIOMOL, ki pa ima temperaturo prehoda pomaknjeno k nižjim vrednostim. Rezultati so razvidni s **slike 6** in **tabele XII**.

Tabela 12: Korelacija med temperaturo prehoda v krhko stanje po kriteriju 54 J, 68 J ter NDT temperaturo DWT testa

Material	Temperatura prehoda v krhko stanje		NDT temperatura iz DWT testa
	Kriterij 54 J	Kriterij 68 J	
	(°C)		
A	-122	-115	-120
B	-112	-110	-105
C	-80	-77	-78

A Niomol 490 K — osnovno, to je dobavno stanje
 B Niomol 490 K — starano stanje (250 °C/30 minut)
 C Niomol 490 K — 10 % deformirano v hladnem in starano (250 °C/30 minut)

Iz diagrama na **sliki 6** je odčitana temperatura prehoda v krhko stanje na osnovi kriterija srednje vrednosti žilavosti 54 J (lit.¹), kot pri NIOMOLU 490, in na osnovi kriterija 68 J (lit.²) za jekla podobne vrste. Krivulje so namreč v območju temperature prehoda tako strme, da je izbira kriterija lahko poljubna. Dobljene vrednosti so skupaj z NDT temperaturami Drop Weight Testa zbrane v **tabeli XII**.

Ujemanje med Charpyjevimi temperaturami prehoda v krhko stanje ter NDT temperaturami je presenetljivo. S stališča uporabe jekla NIOMOL 490 K je to sicer zelo pomembno, vendar pa se ob tem postavlja vprašanje splošne veljavnosti definiranih referenčnih vrednosti na CAT krivulji po Pelliniju. Očitno je namreč, da je odvisnost med NDT ter Charpyjevimi temperaturami prehoda v krhko stanje bolj komplicirana in tudi povsem različna za različne vrste jekel.

3.3 Mikrofraktografske preiskave

Na **sliki 7** je prikazana morfologija preloma površine Charpy-V preizkušanca jekla NIOMOL 490 je v izhodnem nestaranem stanju pri temperaturi -80 °C.

Poleg obsežnih področij cepilnega tipa loma opazimo tudi področja jamičaste duktilne ločitve, ki jeklu še tudi pri tako nizki temperaturi preizkušanja dajejo znatno žilavost (80 J).

Mikromorfologija prelomne površine Charpy-V preizkušanca, izdelanega iz staranega jekla (10 % deformacije v hladnem +250 °C/30 minut) pri T = -80 °C je prikazana na **sliki 8**.

Prelom je povsem cepilne narave in temu je ustrežna tudi žilavost, vsega 20 J. V nasprotju s preizkušancem z V zarezo pa na preizkušancu z U zarezo, preizkušanim pod enakimi pogoji, lahko še vedno najdemo tudi področja duktilne ločitve, kot je to videti s **slike 9**.

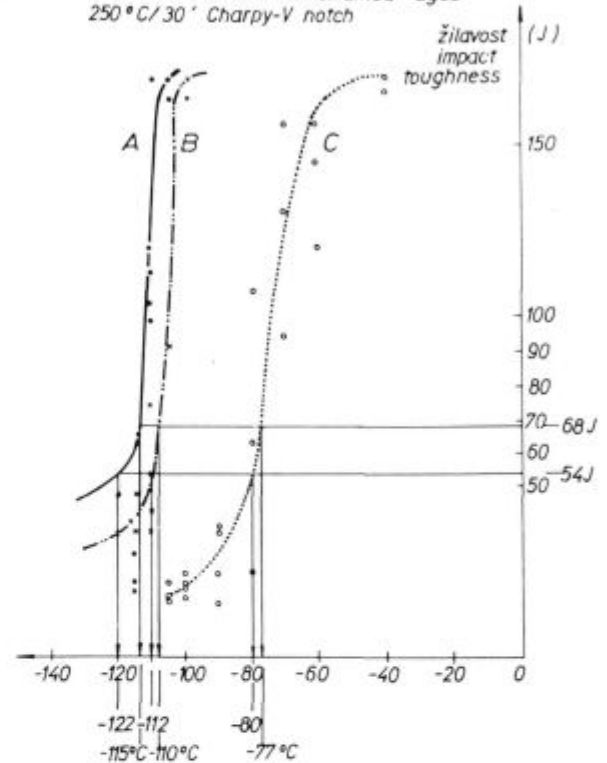
Na Charpy-V preizkušancih iz staranega jekla se prvi duktilni grebeni pričnejo pojavljati na frakturnih površinah šele pri temperaturi preizkušanja -40 °C ali višji, kot je to razvidno s **slike 10**.

Podobna kot **slika 10** je tudi **slika 11**, ki pa prikazuje prelomno površino Charpy-V preizkušanca iz jekla, ki je bilo le deformirano v hladnem za 10 %, ne pa tudi starano.

Prvi duktilni grebeni se tu pojavljajo pri temperaturi preizkušanja -60 °C ali večji. (**slika 12**)

A — Niomol 490 K dobavno stanje -zareza Charpy-V
 B — Niomol 490 K-10% hladno deformiran-zareza Charpy-V
 C — Niomol 490 K-10% hladno deformiran-starano 250°C/30' zareza Charpy-V

A — Niomol 490 K as delivered condition Charpy-V notch
 B — Niomol 490 K-10% cold strained -Charpy-V notch
 C — Niomol 490 K-10% cold strained -aged 250 °C/30' Charpy-V notch



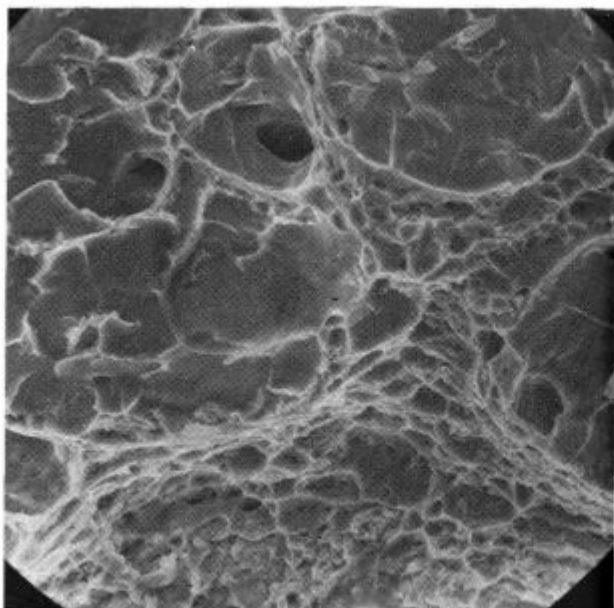
Slika 7. Žilavost Charpy-V v odvisnosti od temperature za jeklo NIOMOL 490 K

Figure 7. Charpy-V impact toughness as a function of temperature for the NIOMOL 490 K

(not aged) condition at the temperature -80 °C. Next to the extensive areas of cleavage fracture areas of dimpled and ductile decohesion make steel considerably tough (80 J) at very low test temperatures.

Figure 8 shows the fracture surface micromorphology of a Charpy-V specimen of a strain aged steel at T = 80 °C. The fracture surface is of a cleavage type and consequently, the toughness amounts to only 20 J. Contrary to the specimen with the V notch, in the U notch specimen under the same conditions, areas of ductile propagation still can be found, as shown in **Figure 9**.

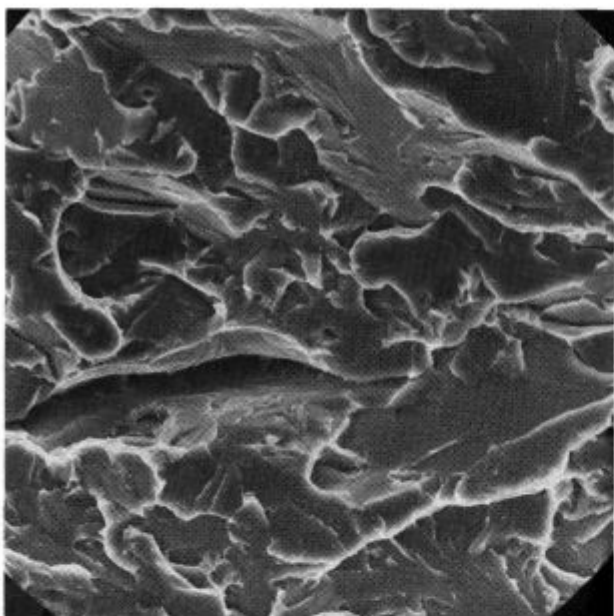
On the fracture surface of the Charpy V specimens made from aged steel the first ductile ridges appear at the test temperature of -40 °C or higher, as shown in **Figure 10**. Like **Figure 10**, **Figure 11** shows a fracture surface of a Charpy-V specimen of a steel, which was cold strained for 10 % but not aged. The first ductile ridges appear in this case at a test temperature of -60 °C or higher. Finally it can be established that the nature of the fracture of the examined Charpy-V specimens in the region of transition temperature is of a mixed type. Besides, cleavage facets on the smaller or larger areas of ductile fracture can be distinguished. These areas essentially contribute to the toughness because the toughness of the completely cleavage fracture is nearly nil.

**Slika 8.**

Mikromorfologija preloma površine Charpy-V preizkušanca jekla NIOMOL 490 v izhodnem stanju pri $T = -80^{\circ}\text{C}$

Figure 8.

Micromorphology of the fracture surface on Charpy-V specimen of the NIOMOL 490 in the initial condition at $T = -80^{\circ}\text{C}$

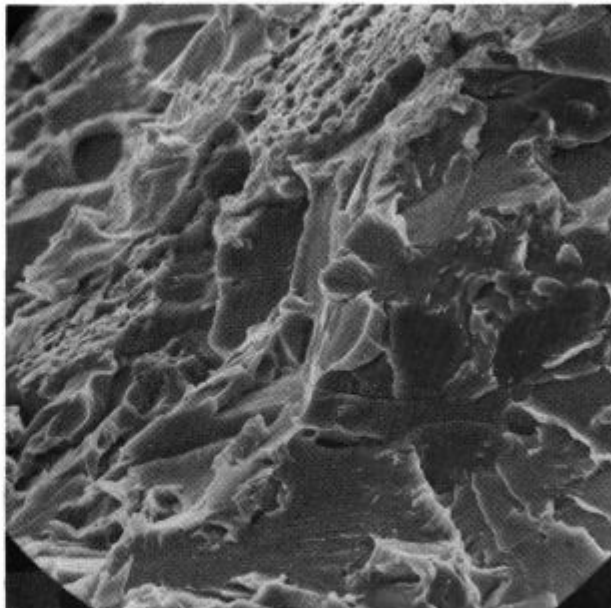
**Slika 9.**

Mikromorfologija preloma površine Charpy-V preizkušanca jekla NIOMOL 490 za starano jeklo (10 % def. v hladnem + 250° C/30 min.) pri $T = -80^{\circ}\text{C}$

Figure 9.

Fracture surface micromorphology of Charpy-V specimen of the aged NIOMOL 490 (10 % cold deformation and + 250° C/30 min.) at $T = -80^{\circ}\text{C}$

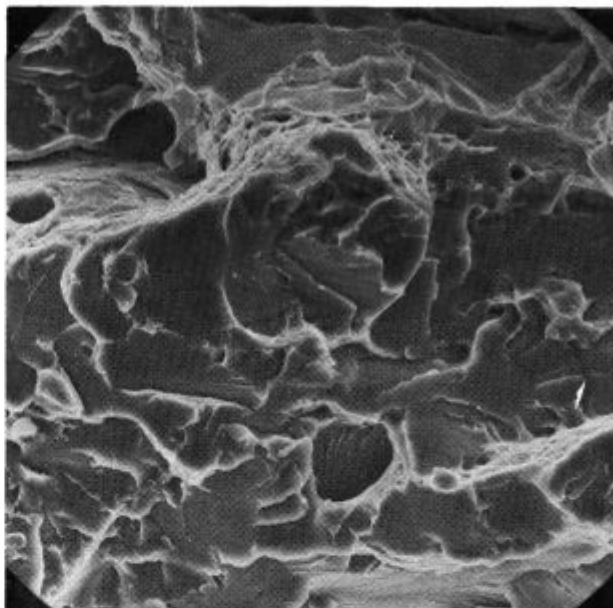
Zaključimo lahko z ugotovitvijo, da je narava preloma preiskanih CHARPY-V preizkušancev v območju prehodnih temperatur mešane oblike. Poleg cepilnih ploskev je na posnetkih moč razločiti večja ali manjša področja jamičastega duktilnega tipa loma. Žilavost jekla dajejo, oziroma k njej prispevajo, le ta duktilna področja,

**Slika 10.**

Mikromorfologija preloma površine Charpy-U preizkušanca jekla NIOMOL 490 za starano jeklo (10 % def. v hladnem + 250° C/30 min.) pri $T = -80^{\circ}\text{C}$

Figure 10.

Fracture surface micromorphology of Charpy-U specimen of the aged NIOMOL 490 (10 % cold deformation and aged 250° C/30 minutes) at $T = -80^{\circ}\text{C}$

**Slika 11.**

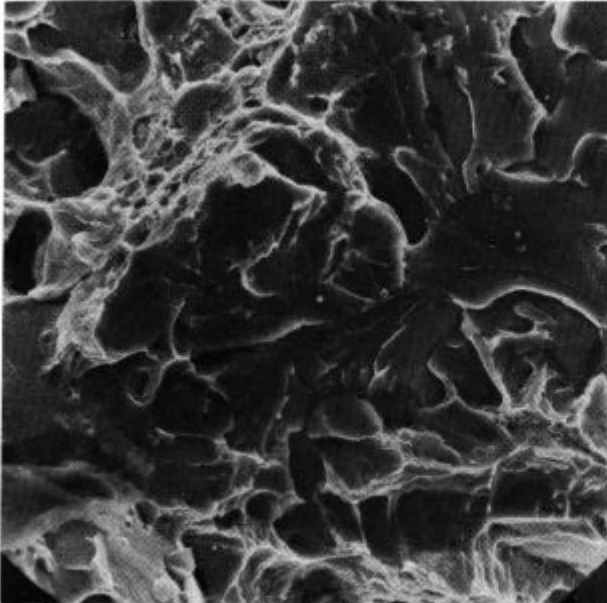
Mikromorfologija preloma površine Charpy-V preizkušanca jekla NIOMOL 490 za starano jeklo (10 % def. v hladnem + starano 250° C/30') pri $T = -40^{\circ}\text{C}$

Figure 11.

Fracture surface micromorphology of Charpy-V specimen of the NIOMOL 490 for the aged steel (10 % cold deformation and 250° C/30 minutes) at -40°C

3.4 Application of fracture mechanics to the analysis of results

The analysis was performed on NIOMOL 490 in the as delivered condition because this steel's transition to



Slika 12.

Mikromorfologija preloma površine Charpy-V preizkušanca iz jekla NIOMOL 490 v nestaranem stanju (le 10 % def. v hladnem) pri $T = -60^{\circ}\text{C}$

Figure 12.

Fracture surface micromorphology of Charpy-V specimen of the not aged NIOMOL 490 (10 % cold deformation only) at $T = -60^{\circ}\text{C}$

medtem ko je žilavost s povsem cepilno obliko loma praktično nična.

3.4 Uporaba lomne mehanike pri analizi rezultatov

Za analizo je bilo izbrano jeklo NIOMOL 490 v dobavnem stanju. Pri tem jeklu je namreč prehod v vrhko stanje bolj položen, zato je računanje soodvisnosti med temperaturami prehoda in NDT temperaturami sploh smiselno. Pri temperaturi -20°C (253 K) je bila žilavost Charpy-V tega jekla enaka 145 J. Lomno žilavost K_{IC} izračunamo najprej s korelacijo Barsom-Rolfe za **območje prehodnih temperatur**, kot so navajata Faucher in Dogan (lit.¹):

$$K_{IC}^2 = 0,22 \cdot E \cdot \text{CVN}^{1,5}$$

Dobimo:

$$K_{IC}^2 = 0,22 \cdot 2,05 \cdot 10^2 \cdot 145^{1,5}$$

$$K_{IC} = 280 \text{ MPa (m)}^{1/2}$$

Pri tem smo za modul elastičnosti E vstavili vrednost $2,05 \cdot 10^2 \text{ GN m}^{-2}$, Charpyjeva-V žilavost pa je izražena v joulih.

Nekoliko nižjo vrednost dobimo, če izračunamo lomno žilavost K_{IC} s pomočjo Hahn-Rosenfeldove korelacije. Dobimo namreč:

$$K_{IC} = (0,05 \cdot \varepsilon_r \cdot n^2 \cdot E \cdot R_p/3)^{1/2}$$

$$K_{IC} = (0,05 \cdot 1,20 \cdot 0,149^2 \cdot 2,05 \cdot 10^5 \cdot 472/3)^{1/2}$$

$$K_{IC} = 207 \text{ MPa m}^{1/2}$$

Če izračunamo še K_{IC} , kot sledi na osnovi merjenja J integrala (lit.⁴), dobimo za K_{IC} rezultat ($K^2 = J \cdot E$):

$$K_{IC}^2 = 655 \cdot 2,05 \cdot 10^8 \text{ kN}^2 \text{ m}^{-3}$$

$$K_{IC} = 336 \text{ MPa m}^{1/2}$$

Na osnovi izračunavanj lahko sklepamo, da bi morebiti lahko K_{IC} vrednosti pri nizkih temperaturah določili

brittle state is slower, therefore calculation of the correlation between transition temperature and NDT temperatures is meaningful at all. At the temperature of -20°C (253 K) the Charpy V toughness of this steel was 145 J. The fracture toughness K_{IC} is obtained first from the Barsom-Rolfe correlation for the transition temperature region, as stated by Faucher and Dogan (Ref.¹):

$$K_{IC}^2 = 0,22 \cdot E \cdot \text{CVN}^{1,5}$$

which shows:

$$K_{IC}^2 = 0,22 \cdot 2,05 \cdot 10^2 \cdot 145^{1,5}$$

$$K_{IC} = 280 \text{ MPa (m)}^{1/2}$$

For the elastic modulus the value of $2,05 \cdot 10^2 \text{ GN m}^{-2}$ was chosen and the Charpy V notch toughness expressed in Joules. Lower values are obtained if the fracture toughness K_{IC} is calculated with the Hahn-Rosenfield correlation:

$$K_{IC} = (0,05 \cdot \varepsilon_r \cdot n^2 \cdot E \cdot R_p/3)^{1/2}$$

$$K_{IC} = (0,05 \cdot 1,20 \cdot 0,149^2 \cdot 2,05 \cdot 10^5 \cdot 472/3)^{1/2}$$

$$K_{IC} = 207 \text{ MPa m}^{1/2}$$

If now K_{IC} is calculated on the basis of J integral measurement (lit.⁴) for K_{IC} , is the following:

$$K_{IC}^2 = 655 \cdot 2,05 \cdot 10^8 \text{ kN}^2 \text{ m}^{-3}$$

$$K_{IC} = 336 \text{ MPa m}^{1/2}$$

These calculations show that K_{IC} could be determined at low temperatures simply with the correlation given by Rolfe-Novak and thus the relationship between K_{IC} and NDT obtained. The values for NIOMOL 490 and a temperature $T_{NDT} = -85^{\circ}\text{C}$ are shown in **table XIII**. The K_{IC} values were calculated on the basis of the correlation given by Barsom-Rolfe as a function of the reference transition temperature of nil ductility $T_{NDT,ref}$ which is defined as the difference between the test temperature and the nil ductility temperature NDT.

Table 13: Relationship between fracture toughness K_{IC} and $T_{NDT,ref}$ for the Niomol 490 steel in the delivered state ($T_{NDT} = -85^{\circ}\text{C}$)

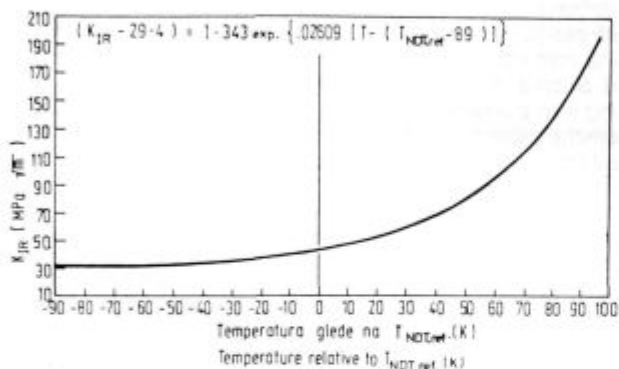
Test temperature ($^{\circ}\text{C}$)	$T_{NDT,ref}$ (K)	Impact toughness Charpy-V (J)	Calculated fracture toughness K_{IC} (Mpa m)
-20	65	145	280
-60	25	120	243
-75	10	100	212
-85	0	68	159

Let us compare the above mentioned results with the results (12, 13) from **Figure 13**, which shows the relationship between the reference values of fracture toughness (the lower band of these values) and the relative temperature as quoted above. The diagram is valid for steels, which are used in the USA for nuclear reactor pressure vessels. On the basis of this diagram two steels of similar type, which have different NDT temperatures can be compared resulting in a logical supposition is that at a given working temperature the resistance to fracture, defined by K_{IC} , differs from the other, but with the same safety margin against fracture. As reference a value of $K_{IC} 210 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$, is chosen. In the NIOMOL steel such a toughness is achieved at the working temperature, which is only 10°C higher than NDT so already in the hazardous area. Just the opposite hap-

kar enostavno s korelacijo po Rolfe-Novak ter na ta način dobili soodvisnost med K_{IC} in NDT. Za jeklo NIOMOL 490 v dobavnem stanju dobimo pri $T_{NDT} = -85^{\circ}C$ vrednosti, podane v tabeli XIII.

Tabela 13: Soodvisnost med lomno žilavostjo K_{IC} in $T_{NDT,ref}$ za jeklo Niomol 490 v dobavnem stanju ($T_{NDT} = -85^{\circ}C$)

Temperatura testiranja ($^{\circ}C$)	$T_{NDT,ref}$ (K)	Žilavost Charpy-V (J)	Izračunana lomna žilavost- K_{IC} (Mpa \sqrt{m})
-20	65	145	280
-60	25	120	243
-75	10	100	212
-85	0	68	159



Slika 13.

Spodnja meja pasu referenčnih K_{IR} vrednosti lomne žilavosti glede na referenčno prehodno temperaturo ničelne žilavosti ($T - T_{NDT,ref}$)

Figure 13.

Lower bound of K_{IR} reference values as a function of the relative test temperature ($T - T_{NDT,ref}$)

V tej tabeli so prikazane K_{IC} vrednosti izračunane na osnovi korelacije Barsom-Rolfe v odvisnosti od referenčne prehodne temperature ničelne žilavosti $T_{NDT,ref}$. Torej je $T_{NDT,ref}$ določena kot razlika med temperaturo nične duktilnosti NDT in temperaturo testiranja.

Primerjamo sedaj zgornje rezultate z rezultati (lit.^{5, 12}) s slike 13.

Iz diagrama na sliki 13 izhaja soodvisnost med referenčnimi vrednostmi lomne žilavosti (spodnji pas teh vrednosti) in relativno temperaturo, kot je bila definirana zgoraj. Diagram je veljaven za jekla, ki se v ZDA uporabljajo za nuklearne reaktorske posode. Na osnovi tega diagrama lahko primerjamo dve jekli podobne vrste, ki imata različni NDT temperaturi. Logičen je namreč sklep, da je pri dani temperaturi eksploatacije odpornost teh dveh jekel proti lomu, določena s K_{IC} , različna. Eno od obeh jekel bo namreč uporabno do nižjih temperatur kot drugo, a z enako stopnjo zaščite pred lomom.

Kot referenčno vrednost za K_{IC} izberemo npr. 210 MPa \sqrt{m} . Pri NIOMOLU je takšna žilavost dosežena pri temperaturi eksploatacije, ki je le še 10 $^{\circ}C$ višja od NDT, torej smo že v nevarnem območju. Nasprotno pa je v primeru jekla s slike 13, kjer je takšna žilavost dosežena pri temperaturi eksploatacije, ki je kar za 100 $^{\circ}C$ višja od NDT in smo zato od NDT varno oddaljeni.

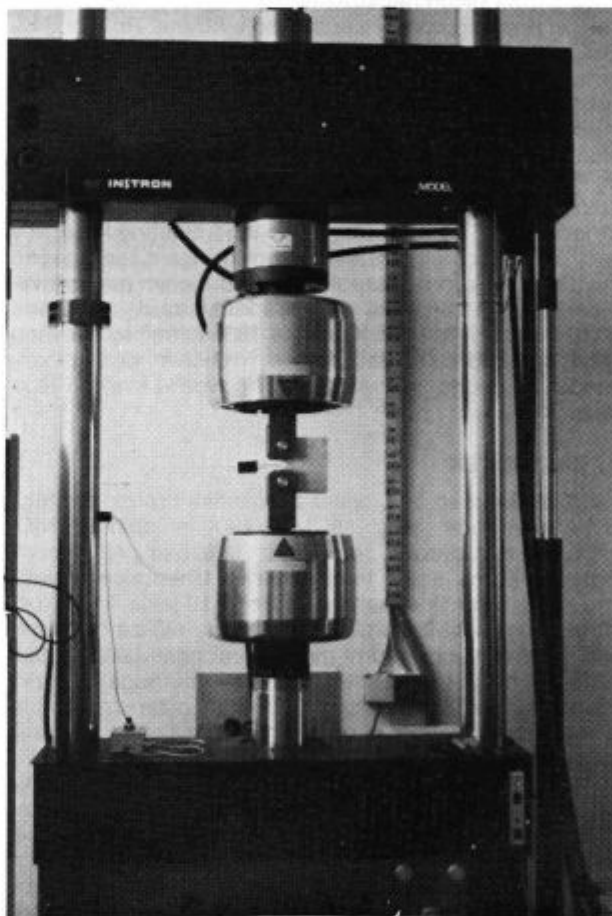
3.5 Določevanje lomne žilavosti jekla NIOMOL 490 s J integralom

J integral jekla NIOMOL 490 smo določili s CT preizkušanci po metodi ASTM E 813 (lit.¹³) in postopku, ki ga

pens to the steel of **Figure 13** where such a toughness is reached at a working temperature of 100 $^{\circ}C$ above the NDT in safe distance from NDT.

3.5 Fracture toughness determination for NIOMOL 490 by J integral measurements

J integral of the NIOMOL 490 was measured with CT specimens according to ASTM 813 method (13) and a procedure recommended by J. Heerens and K. H. Schwalbe (14). The determination of J integral and J_{IC} values was carried out by the method of one specimen with partial unloading. For detailed description of NIOMOL 490 testing see (Ref. 11). **Figure 14** shows a loaded CT specimen with an installed clip gauge for load line displacement measurement. In **table XIV** the J_{IC} values obtained by the two methods are listed. The results show that the classical determination of the J integral in accordance with the standard ASTM E 813 is unsuitable for such tough materials as NIOMOL 490 as the values obtained are unrealistically high for J_{IC} . The major part of the error is caused by blunting line which is unsuitable and does not consider the strain hardening of the metal. In the modified method proposed by J. Heerens, J. K. Schwalbe, the improvements refer to the R-line, which was approximated by an exponential function of the J form $A \cdot (\Delta a)^B$ (A and B being constants, Δa is



Slika 14.

Obremenjen CT preizkušavec z montiranim merilcem hoda v liniji delovanja obremenitve

Figure 14.

Loaded CT specimen with an installed clip gauge for load line displacement measurements

Tabela 14: Vrednosti J_{IC} določene po metodi ASTM E 813 in modificirani metodi J. Heerens, K. H. Schwalbe za jeklo Niomol 490

Oznaka preizkušanca	J_{IC} določen po	
	Standardu ASTM E 813	Modificirani metodi J. Heerens, K. H. Schwalbe
		kJ/m ²
2.2	—	795
2.3	1135	720
2.5	960	655
2.6	1400	980
2.7	1520	870
2.9	1690	1330

priporočajo J. Heerens, K. H. Schwalbe (lit.¹⁴). Določanje J integrala in J_{IC} vrednosti je potekalo po metodi z uporabo enega preizkušanca z delnim razbremenjevanjem. Potek preizkušanja NIOMOL 490 je podrobneje opisan v (lit.¹¹). Na **sliki 14** je prikazan obremenjen CT preizkušavec z montiranim clip-gauge v liniji delovanja obremenitve. V **tabeli XIV** pa so zbrane vrednosti J_{IC} , določene po obeh metodah.

Iz rezultatov lahko povzamemo, da je klasično določanje J integrala skladno s standardom ASTM E 813, za tako žilave materiale, kot je NIOMOL 490, neustrezno, saj daje nerealno visoke vrednosti za J_{IC} . Največji del napake gre na račun neustrezne blunting linije (linije otopitve), ki premalo upošteva utrjevanje kovine. Pri modificirani metodi, ki jo predlagajo J. Heerens, J. K. Schwalbe . . . se izboljšave nanašajo tako na R linijo, ki smo jo aproksimirali s potenčno funkcijo oblike $J = A \cdot \Delta a^B$ (A , B sta konstanti, Δa je napredovanje razpoke), kot tudi na blunting linijo, ki je določena z enačbo $\Delta a_B = 0,4 \cdot d_n \cdot J / \sigma_c$. Tako napetost tečenja σ_c , kot tudi faktor d_n sta bila določena z upoštevanjem eksponenta deformacijskega utrjevanja n . Takšna realnejša enačba blunting linije, ki v večji meri upošteva utrjevanje kovine ter s tem močno plastifikacijo korena razpoke še pred njenim napredovanjem, daje v splošnem nižje vrednosti za J_{IC} . Dobljene vrednosti za J_{IC} od 655 kJ/m² do 1330 kJ/m² so bistveno nižje od vrednosti, dobljenih s klasičnim postopkom, vendar še vedno zelo visoke, kar govori o kvaliteti tega jekla.

4. ZAKLJUČEK

Raziskane so bile lomne značilnosti drobnozrnatega mikrolegiranega jekla NIOMOL 490 in deloma NIOMOL 490 K. Ugotovili smo, da z nateznim preizkusom, opravljenim pri nizkih temperaturah, lahko sicer določimo konvencionalne mehanske lastnosti jekla, ki jih konstruktor potrebuje za dimenzioniranje, nič pa ne moremo soditi o temperaturni meji uporabnosti jekla. O tem nam nič ne pove niti merjenje enakomernega raztezka niti lomne duktilnosti in tudi ne merjenje zarezne občutljivosti. Vsa ta merjenja so namreč opravljena v statičnih pogojih.

Udarne preizkusi so zajeli tako študij vpliva staranja jekla na temperaturo prehoda v krhko stanje, določeno s Charpy-V merjenjem žilavosti, kot tudi določanje temperature nične duktilnosti jekla z Drop Weight Testom. Ugotovili smo, da se temperatura prehoda v krhko stanje, določena z merjenjem Charpy-V žilavosti, izredno dobro ujema s temperaturo ničelne duktilnosti jekla, kar daje pri tem jeklu merjenju Charpy-jeve žilavosti povsem nov pomen.

Mikrofraktografske preiskave so pokazale, da je prehod v krhko stanje povezan s spremembo morfologije preloma žilavostnih preizkušancev, katerih frakturna po-

Table 14: Values of J_{IC} determined in accordance with ASTM E 813 and the modified method by J. Heerens, K. H. Schwalbe for the Niomol 490 steel

Designation of the test specimen	J_{IC} determined by	
	Standard ASTM E 813	Modified method by J. Heerens, K. H. Schwalbe
		kJ/m ²
2.2	—	795
2.3	1135	720
2.5	960	655
2.6	1400	980
2.7	1520	870
2.9	1690	1330

crack increasement), as well as to the blunting, which is defined with the equation $\Delta a_B = 0,4 \cdot d_n \cdot J / \beta \sigma$. The flow stress $\beta \sigma$ and also the factor d_n were determined by taking into consideration the exponent of strain hardening n . Such a more realistic equation of the blunting line taking into consideration the strain hardening and thus the strong plastification of the cracks root before its propagation presents in general a lower value for J_{IC} . The obtained values for J_{IC} from 655 kJ/m² to 1330 kJ/m² are essentially lower from values obtained by a classical procedure, but still very high, which speaks for the quality of this steel.

4. CONCLUSION

Finegrained microalloyed steel NIOMOL 490 and partly NIOMOL 490K were investigated for fracture characteristics. It was established that by the tensile test performed at low temperatures the conventional mechanical properties required by designers can be determined, but nothing can be concluded on the temperature limits of the steel. Neither the uniform elongation nor the fracture ductility or notch sensibility give reliable information because all those measurements are performed under static conditions.

The impact tests included the research on the effects of strain aging on the transition temperature to brittle state determined by Charpy-V toughness measurements as well as the determination of nil ductility temperatures with the drop weight test.

It was established, that the transition temperature defined by measurements of Charpy-V notch toughness agrees well with the nil ductility temperature, which gives this steel a new meaning to Charpy-V notch impact toughness measurements.

Micro fractographic examinations showed that the transition in to brittle state is connected with the change in morphology of the fracture surface on impact toughness specimens which is a dimpled ductile in the upper shelf region. In the region of transition to brittle state the number of cleavage facets increases until at temperatures low enough the fracture becomes a completely brittle cleavage. The correlation between the fracture toughness of steel at a particular operating temperature and the reference nil ductility temperature, $T_{NDT,ref}$ is of vital importance for safe dimensioning, for NIOMOL 490 the correlation between fracture toughness (in the region of transition temperatures K_{IC} calculated as proposed by Rolfe-Barson) and the reference nil ductility temperature, $T_{NDT,ref}$ was determined.

It became evident that just such a correlation is necessary for safe application of this steel at low temperatures. This makes possible a comparison with other

vršina je v območju »upper shelf« vrednosti povsem ja-mičasto duktilna, v območju prehoda v krhko stanje pa se povečuje delež cepilnih prelomnih ploskovic, vse dokler ni pri dovolj nizkih temperaturah prelom povsem cepilen.

Ker je za konstruktorja s stališča varnega dimenzio-niranja izredno pomembna soodvisnost med lomno žila-vostjo jekla pri določeni temperaturi eksploatacije in re-ferenčno temperaturo ničelne duktilnosti jekla ($T_{NDT,ref}$), smo za preiskano jeklo NIOMOL 490 določili še odvis-nost lomne žilavosti jekla (v območju prehodnih tempe-ratur je bila K_{IC} izračunana po Rolfe-Barsom) od referen-čne prehodne temperature nične duktilnosti $T_{NDT,ref}$.

Izkazalo se je, da prav takšna soodvisnost pove vse o varni uporabi tega jekla pri nizkih temperaturah. Na tej osnovi je namreč možna primerjava s kakšnim drugim jeklom podobne vrste, ki pa ima drugačno NDT tempera-turo; ugotovljena soodvisnost pa nam pove, katero od obeh bo imelo boljše varnost proti krhkemu lomu.

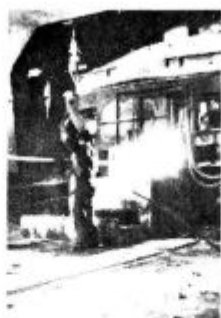
steels of similar type, but of a different NDT tempera-ture. The determined correlation shows which of the two resists the brittle fracture the best.

LITERATURA / REFERENCES

1. B. Faucher and B. Dogan: Evaluation of the Fracture Toughness of Hot-Rolled Low-Alloy Ti-V Plate Steel, Metallurgical transactions, 19A, March 1988, 505—516.
2. ASTM E 185: Standard Practice for Conducting Surveillance Tests for Light-Water Cooled Nuclear Power Reactor Vessels, E 706.
3. G. T. Hahn, A. R. Rosenfield: Sources of Fracture Toughness — the Relation between K_{IC} and the Ordinary Tensile Properties of Metals, Applications Related Phenomena in Titanium Alloys, ASTM STP 432, 1968, 5—32, Philadelphia.
4. Barsom J. M., Rolfe S. T. "Correlations between K_{IC} and Charpy V-Notch. Test Results in the Transition — Temperature Range" — Impact testing Metals ASTM 466, American Society for Testing and Materials, 281—302, 1970.
5. Scarlin R. B., Shakeshaft M. "Limitations of some methods of establishing fracture-toughness data" — Metals Technology, January 1981, 1—9.
6. Rolfe S. T., Novak S. R. "Slow-bend K_{IC} testing of medium-strength high-toughness steels" — STP 463, Philadelphia, American Society for Testing and Materials, 124—159, 1970.
7. Putatunda S. K. "A comparison of various fracture toughness testing methods" — Engineering Fracture Mechanics (Great Britain), 25, 1986, 4, 429—439.
8. ASTM E 208: Standard Method for Conducting Drop-Weight Test to Determine Nil-Ductility Transition Temperature of Ferritic Steelseels.
9. J. M. Barsom and S. T. Rolfe: Impact testing of Metals ASTM STP 466, American Society for Testing and Materials, 1970, pp. 281—302.
10. Franc Vodopivec: Mikromorfologija preloma i mikrostruktu-ra čelika. Zbornik letne škole "Perspektive razvoja i primeri mehanike loma", Dubrovnik, 23.—27. junij 1986, 173—187.
11. Jelena Vojvodić-Gvardjančić: Lomne značilnosti drobnozr-natega mikrolegiranege jekla NIOMOL 490 (magistrska nalo-ga, 1990).
12. Eberhard Roos, Thomas Demler, Ulrich Eisele and Rainer Gillog: Fracture mechanics safety assessment based on mechanics of materials — Steel Research 61, 1990, No. 4.
13. ASTM Standard E 813-81: Standard Test Method for J_{IC} . A Measure of Fracture Toughness, ASTM Standards, Part 10, 822—840.
14. Modification of ASTM E 813-81, Standard Test Method for Improved Definition of J_{IC} Using New Blunting Line Equation J. Heerens et. al., 18th Natnl. Symp. on Fracture Mechanics Boulder, Colorado 1985.

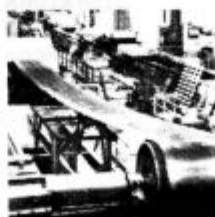
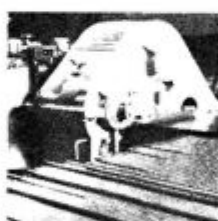
PRIKAZ

Izdelava jekel v elektro obločni peči, sekundarna rafinacija v vakuumski napravi, kontinuirno vlivanje jekla, vlivanje jekla v kokile, vlivanje odlitkov v livarni, valjanja gredic, slabov in predtrakov na valjalnem stroju bluming, valjanje žice in profilov, valjanje debele pločevine



PROIZVODNJE

Toplo valjanje trakov na valjalnem stroju (štekel), hladno vlečenje žice, hladno vlečenje profilov, hladno valjanje trakov, proizvodnja žeblicev, proizvodnja dodatnih materialov, izdelava hladno oblikovanih profilov, izdelava vratnih podbojev

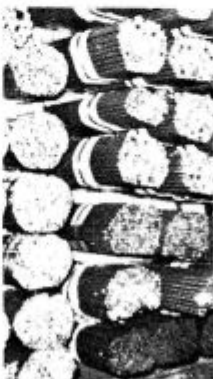
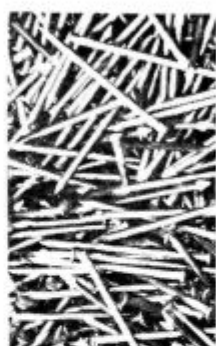


SLOVENSKE
ŽELEZARNE



ŽELEZARNA JESENICE

64270 Jesenice, Cesta železarjev 8, telefon: (064) 81 231, 81 341, 81 441
teleks: 34526 ZELJSN, Jugoslavija, telegram: Železarna Jesenice



V proizvodnem programu so naslednji izdelki:

gredice, toplo valjana debela, srednja, in tanka pločevina, hladno valjana pločevina in trakovi, toplo valjana žica, hladno vlečena žica, hladno vlečeno, luščeno in brušeno paličasto jeklo, hladno oblikovani profili, kovinski vratni podboji, dodatni materiali za varjenje, žeblice, jekleni ulitki, tehnični plini

Poleg navedenih izdelkov pa nudimo tudi storitve:

valjanje v pločevino ali trak, vlečenje v žico ali paličasto jeklo, toplotne obdelave, raziskave oziroma meritve lastnosti jekla, računalniške obdelave, psihološke, sociološke in ekološke študije, tehnološki inženiring

Kontinuirnost obvladovanja kaljivosti jekla

Continuity of Steel Hardenability Control

J. Šegel¹, S. Petovar²

UDK: 620.179.3:669.14:681.3.06
ASM/SLA: J5, ST6, U4K, S12, 1—61

Kaljivost je ena od pomembnih lastnosti jekla, zato ima vidno mesto v sistemu zagotavljanja kakovosti jekla. Predstavljena celovitost obvladovanja zagotovljene kakovosti jekla od konvencionalnega modela do sodobnega temelji na sistemu »POKA-YOKE« (11), to je na preprečevanju in odpravljanju vzrokov neprave kaljivosti v procesu izdelave jekla v elektro peči ali po postopku ponovne metalurgije (VAD).

Predstavljena je računalniška podpora zagotavljanju kaljivosti jekla od izdelave matematičnega modela napovedi kaljivosti do integracije in uporabe napovedi v računalniško krmiljenem procesu izdelave jekla v elektrojeklarni. Podani so tudi večletni rezultati in izkušnje.

Samostojni računalniški programski paketi napovedi kaljivosti jekla so namenjeni raziskovalcem, tehnologom toplotne obdelave, kontroli kakovosti in uporabnikom jekla.

1. Cilji

Namen raziskovanja, modeliranja, uporabe računalnika je izboljšati celovito obvladovanje kakovosti jekla na področju kaljivosti. Na kaljivost ima močan vpliv kemična sestava jekla, vendar nam standardni in kupčevi predpisi kemične sestave vedno ne zagotavljajo obvladovanja zagotovljene kaljivosti. Zanesljivost sistema zagotavljanja kakovosti kaljivosti jekla se ugotavlja periodično s širino distribucije Jominy krivulje in deležem šarž zunaj zagotovljene kaljivosti.

Ta delež je sicer majhen, vendar želimo, da je še manjši. Dolgoročni cilj je »ZERO DEFECT«.

2. RAČUNALNIŠKA PODPORA ZAGOTAVLJANJU KAKOVOSTI KALJIVOSTI (1)

Obdelava podatkov Jominy preizkusov je v železarni Ravne že od leta 1975 del kompleksnega informacijskega sistema avtomatske obdelave podatkov tehnične kontrole in raziskav (AOP-TKR). Celoten sistem obravnava podatke:

- fazne kontrole v obratu,
- kemijskega laboratorija,
- laboratorijske kalilnice,
- mehanskega laboratorija in
- podatke o neuspeli proizvodnji.

Podatki o Jominy preizkusu spadajo v skupino podatkov laboratorijske kalilnice in jih lahko obravnavamo samostojno ali v povezavi z drugimi vrstami podatkov in meritev.

Hardenability is one of the most important steel properties taking up an essential position in the quality steel guaranteeing system. The presented quality steel guarantee from the conventional to the modern model is based on "POKA-YOKE" system (11), which means preventing and abolishing causes of irregular hardenability in steel making process in an electric furnace or in the VAD process.

The paper presents the computer aided control of steel hardenability assurance starting with a mathematical model of hardenability prediction through integration and the application of the mentioned supposition in computer controlled steel making process in electric steel works. It presents the results and experiences obtained in many years.

The computer program packages on steel hardenability prediction are made for researchers, heat treatment technologists, and steel consumers quality control.

1. SCOPES

The improvement of steel quality with special emphasis on hardenability is by research, modelling, and computer application. Steel hardenability is strongly affected by chemical composition of steel yet the standard and purchaser's specifications of chemical composition assure control of guaranteed hardenability now and then only. The reliability of hardenability quality assurance system is examined periodically by Jominy curve distribution and a number of heats without guaranteed hardenability.

This share is small, yet in this case the end effect is expected to be "ZERO DEFECT"

2. COMPUTER AIDED HARDENABILITY CONTROL ASSURANCE (1)

Since 1975 the Jominy test data processing has presented a part of the complex information system of the automatic data processing system of the quality control and research department (AOP-TKR). The whole system is engaged in processing the following data of:

- shop floor quality control,
- chemical laboratory,
- heat treatment sample preparation,
- unsuccessful products data.

Jominy experiment data belong to the heat treatment sample preparation data group and could be processed independently or together with other data and measurements.

The current data processing of the reference field could be ranged in the following two classes:

- data entry to the data bank,
- regular data processing to check the quality level.

¹ Šegel Jože, dipl. ing. met. — Železarna Ravne

² Petovar Stanko, dipl. ing. met. — Železarna Ravne

** Originalno publicirano: ŽZb 24 (1990) 4

*** Rokopis prejet: september 1990

Tekočo avtomatsko obdelavo podatkov obravnavnega področja lahko razdelimo v dve skupini:

- polnjenje banke podatkov in
- redne obdelave podatkov za preverjanje nivoja kakovosti.

Prva skupina obdelav podatkov vsebuje že klasično kontrolo in prenos podatkov v eksterni del računalniškega spomina. Za področje analiz kakovostnega nivoja in vzrokov neprave kaljivosti jekel je primerna vrsta rednih obdelav in cela vrsta matematično-statističnih analiz. Shemo druge skupine obdelav podatkov kaže **slika 1**.



Slika 1

Obdelava podatkov nadzora kakovosti in raziskav v jeklarstvu

Kontrolne karte (predvsem X-Rp) nam služijo za slikovni kronološki prikaz kaljivosti določenega jekla in nas opozarjajo na tiste šarže, ki so zunaj kontrolnih mej. Uporaba kart je primerna za podrobno analizo kakovosti posameznega jekla.

S pomočjo analize porazdelitve lahko objektivno definiramo pasove zagotovljene kaljivosti. To področje je še posebej pomembno.

Matematično-statistično metodo primerjav srednjih vrednosti in standardnih deviacij lahko uporabljamo za primerjanje pomembnosti razlik med kaljivostjo sorodnih jekel in pomembnostjo razlik v kaljivosti jekla, ki smo mu spremenili tehnološki postopek izdelave, torej za primerjavo kakovosti jekla, izdelanega po stari in novi tehnologiji.

Kako lahko uporabimo primerno organizirano banko podatkov za povezovanje podatkov Jominy poizkusov z drugimi vrstami podatkov, nam kaže analiza vpliva kemične sestave na kaljivost jekla s pomočjo analize korelacije in regresije. Regresijske in druge matematično-statistične analize lahko opravljamo na različnih računalniških z enim od matematično statističnih paketov, ki omogočajo iskanje tudi nelinearnih regresijskih enačb.

Računalniški modeli napovedi kaljivosti so izdelani za osebne računalnike in računalnike DEC. Napoved bazira na modelu regresijskih enačb in na poznani ali pričakovani kemični sestavi jekla.

Redne obdelave podatkov neuspele proizvodnje so razdeljene tako, da je mogoče problematiko obravnavati z naslednjih vidikov:

- izdelek
- jeklo
- peč ali stroj
- vrsta napake
- delavec.

Za področje kaljivosti jekla še posebej spremljamo vrsto napake, to je kaljivost zunaj predpisanega območja jekla. Praviloma se obravnava vsako jeklo posebej in le v raziskovalne namene združujemo in raziskujemo sorodne skupine jekel. Kajti pri oblikovanju in uporabi mo-

*The first group of data processing is controlled in the classical way and its data transferred to the external part of the computer memory. To analyse the quality and causer for irregular hardenability of steels a series of regular processings and mathematical-statistical analyses are provided for. **Figure 1** shows the outline of the other data processing group.*

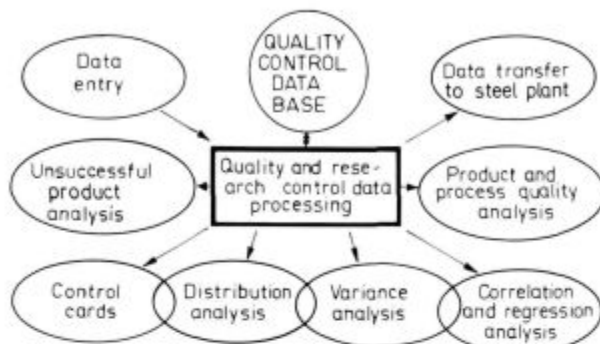


Figure 1

Quality assurance control data processing.

Control cards (above all X-Rp) show pictures and chronological view of a definite steel hardenability and point out the heat outside the specification range. These cards are used for detailed quality analysis of a specific steel.

For an exact determination of the guaranteed hardenability bands the distribution analysis is used. This is very important.

The mathematical-statistical comparative method of average value and standard deviations determination could be used to compare the hardenability of steel made by the old technological procedure to the one made by new technological procedure.

A correctly prepared data bank can be used to link the Jominy tests data to other data as is shown by the analysis of chemical composition effects on steel hardenability by means of correlation and regressive analysis.

Regression and other mathematical-statistical analyses could be performed by any computer with one of the mathematical-statistical packages which make the search for non linear regression analysis possible.

The computer models of hardenability prediction are made for PCs and DEC. The predictions are based on regression equation model and known or expected chemical composition of steel.

Regular data processing of unsuccessful products is arranged in such a way, that the problems causes can be treated from the following points of view:

- final product,
- steel grade,
- furnace of machine
- error,
- foreman.

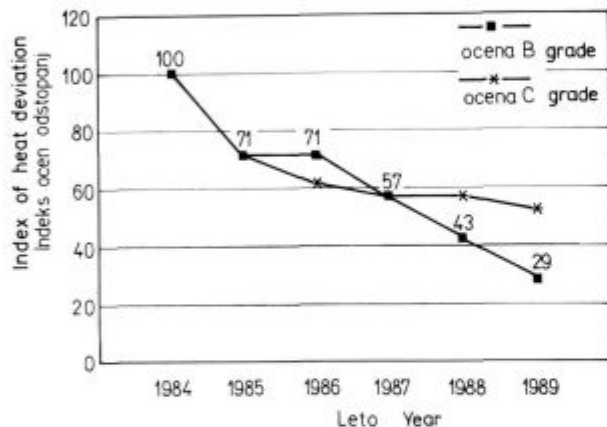
An error in steel hardenability i. e. the hardenability outside the specification range is followed all the way along. Usually each steel is analysed separately. Sometimes analogue steels are researched as a group of steels but for strictly development reasons, as the creation and application of prediction models showed that reliable models for a real heat-steel are based on data of one and the same grade. Detailed description is to be found later in this paper.

Hardenability quality grade analysis contains results of regular Jominy test data processing. Data processing

delov napovedi se je pokazalo, da dobimo zanesljivejše modele za konkretno šaržo-jeklo, če je model izdelan samo iz podatkov enega jekla. Vendar več o tem kasneje. Analiza kakovostnega nivoja kaljivosti vsebuje rezultate obdelav podatkov rednih Jominy preizkusov. Prikazane so po oddaljenosti od kaljenega čela in podane tudi v odstotkih odstopanja od predpisa.

Posebno novost predstavlja uvedba ocenjevanja velikosti odstopanja od predpisa (12). Imenuje se ABC metoda in je podobna tisti, ki se uporablja pri ocenjevanju odstopanja kemične sestave. Vsak Jominy preizkus dobi po vnosu podatkov v računalnik oceno zadetja kaljivosti in sicer:

- A — vse v mejah garantiranega pasu kaljivosti
- B — manjša odstopanja od predpisa. To so odstopanja, ki so manjša od 10 % širine predpisa na posamezni globini. Oceno B dobi meritev za odstopanje na eni ali več globinah.
- C — večja odstopanja od predpisa. To so odstopanja, ki so večja od 10 % širine predpisa na posamezni globini.



Slika 2

Spremljanje ocen odstopanj kaljivosti vseh aktualnih vrst jekel

Figure 2

Estimation of hardenability defects of all actual steel grades.

results show hardenability and deviations for all Jominy distances. The estimation of regulation deviation (12) is a special novelty. It is called ABC method and is similar to the one used in estimation of misfits in chemical analysis. After the data are entered the hardenability of each Jominy testments is valued as to its accuracy as follows:

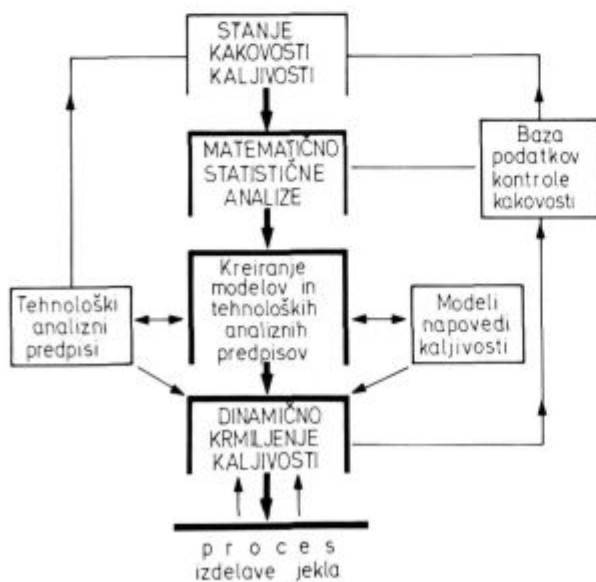
- A = within guaranteed hardenability band.
- B = insignificant deviations. These are differences of less than 10 % of hardenability band with at a specific Jominy distance.
- C = major deviations: these differences exceed 10 % of the hardenability band at a specific Jominy distance.

Hardenability level change tracking in each individual and all steels together during certain periods is made exacter by the ABC method of valuation. The guaranteed hardenability of each steel is subject to several national and customer specifications. In quality, in the course of time they become more uniform. Therefore the ABC classification of the required hardenability has to be done for each order separately and in agreement with the customer. Thus one of the ABC estimation is reached.

The regular data processing results could be shown as a graph as shown in Figure 2.

Figure 2 shows an extremely satisfying trend of B or C marked heat appearance reduction. To prove this the year 1984 was compared to the following years up to 1989. 1984 was indexed with 100. Results show the heats improved for 2–3 times. It is evident the improvement can only be obtained by continuous striving to improve the insurance of hardenability quality.

The model of the development information system of continuous control and improvement of steel hardenability as a whole is shown in Figure 3. It consists of four basic operational and program packages connected to each other and logically following each other according to circle principle of introducing the product or process quality improvement.



Slika 3

Računalniška podpora zagotavljanju kaljivosti jekla

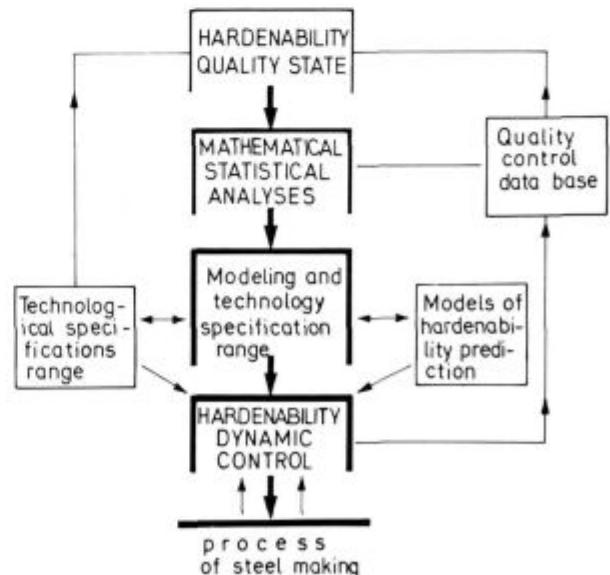


Figure 3

Computer aided steel hardenability assurance.

Ocenjevanje po metodi ABC nam omogoča objektivnejše spremljanje spremembe nivoja zagotavljanja kaljivosti posameznega jekla in vseh jekel skupaj po primerljivih časovnih obdobjih.

Za posamezno jeklo obstajajo različni državni in kupčevi predpisi zagotovljene kaljivosti. V letih se spreminjajo v smeri zahtevnejše, enakomernejše kakovosti. Zato je v odvisnosti od posameznega naročila in kupčevih zahtev potrebno takoj opredeliti, ali je pri jeklu dosežena zahtevana kaljivost. Torej dobi eno od ocen A, B ali C.

Dobljene rezultate rednih obdelav podatkov prikazujemo tudi na računalniku v grafični obliki, kot to kaže **slika 2**.

Na sliki 2 vidimo izrazito ugoden trend zmanjšanje deleža šarž z oceno B in C. Kot osnovo vzamemo leto 1984 z indeksom 100. Vsako leto se je stanje izboljšalo. Skupaj se je do leta 1989 stanje izboljšalo dvakrat do trikrat! Očitno se takšen rezultat ne doseže z enkratno akcijo, temveč s kontinuirnim prizadevanjem za izboljšanje kakovosti zagotavljanja kaljivosti.

Shema celotnega razvojnega informacijskega sistema kontinuirnega obvladovanja in izboljševanja kaljivosti jekla je prikazana na **sliki 3**. Vsebuje štiri osnovne delovne in tudi programske sklope, ki so med sabo povezani in si logično sledijo po principu kroga uvajanja izboljšave kakovosti izdelka ali postopka.

3. METODE OBVLADOVANJA KALJIVOSTI JEKLA

3.1 Uporaba tehnoloških analiznih predpisov in matematično-statističnih analiz

Računalniški model napovedi kaljivosti temelji na nelinearnih regresijskih enačbah. Med jekli in globinami Jominy preizkusa upoštevamo različne vplive kemičnih elementov. Primer spreminjanja koeficienta determinacije za jeklo C 44732 vidimo na **sliki 4**. Med 20 in 35 mm dobimo razmeroma visok koeficient determinacije, približno se 0,80, vendar pri 40 in 50 mm zopet pade.

Osrednja značilnost računalniškega modela kaljivosti je v tem, da imamo zaradi izboljšanja točnosti napovedi za vsako jeklo poseben model. V raziskovalne namene pri iskanju splošnih zakonitosti sorodnih jekel združujemo in dobimo grupni model.

Model napovedi trdote na posamezni globini Jominy preizkusa lahko prikažemo grafično z nomogrami vpliva variacij kemičnih elementov na trdoto. Slaba stran nomogramov je v tem, da je potrebno veliko časa za izdelavo. Še večji problem je nepreglednost pri večjem številu kemičnih elementov v enem diagramu.

Sistematične regresijske analize in preverjanje rezultatov v praksi nas vodijo k vse točnejšemu modelu napovedi kaljivosti in vse manjšim odstopanjem od zagotovljene kaljivosti, to je k boljšemu obvladovanju kakovosti jekla.

Napoved kaljivosti jekla na osnovi kemične sestave predstavlja najpomembnejši del napovedi kaljivosti, vendar je v praksi toplotne obdelave treba upoštevati še druge tehnološke dejavnike, kot temperaturo avstenitizacije in popuščanja. Osnovni sistem kaljivosti jekla predstavlja Jominy poizkus in metodologija pasov zagotovljene kaljivosti.

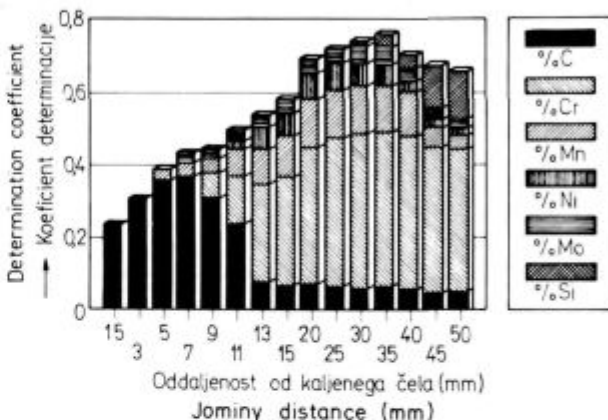
Za izboljšanje doseganja zagotovljene kaljivosti s pomočjo tehnoloških (internih) analiznih predpisov je značilen dvostopenjski postopek:

1. — zoženje porazdelitve kemične sestave in kaljivosti z uporabo procesnega računalnika pri legiranju jekla,
2. — centriranje porazdelitve kaljivosti v sredino pasu.

3. STEEL HARDENABILITY CONTROL METHOD

3.1. Use of Technological Chemical Specification Range and Mathematical-Statistical Analyses.

The computer model of hardenability prediction is based on nonlinear regression equations. The steel grades and Jominy distances are affected by chemical elements. **Figure 4** shows an example of Č.4732 steel determination coefficient change. At the distance between 20 and 35 mm the determination coefficient is relatively high approaching number 0,80; at the distances of 40 and 50 mm it is lower again.



Slika 4
Vpliv kemičnih elementov na kaljivost jekla C 4732

Figure 4
Effect of chemical elements on Č.4732 steel hardenability.

The most important characteristic of the computer aided hardenability model is that for each grade a specific model is created which is due to improved accuracy of prediction. When looking for general characteristics for research the similar grades are grouped together building a group model. The model of hardenability prediction in each specific Jominy test distance can be presented graphically by nomograms of effects the chemical elements have on hardness. But the nomograms show a weakness which lies in their time consuming preparations. Even more problematic is lack of clearness when one diagram consists of numerous chemical elements.

Systematic regression analyses and result checks make the hardenability prediction model improve in accuracy and guaranteed hardenability deviations decrease; this means an improved quality control assurance.

The most significant part of hardenability prediction is the hardenability prediction based on chemical composition yet heat treatment has to consider other technological parameters such as the austenitisation and tempering temperatures. The Jominy test and the methodology of guaranteed hardenability bands represent the basic system of grade hardenability.

To improve the guaranteed hardenability attainment by technological chemical specification range the following two-step process is to be performed:

1. Narrowing of chemical elements distribution and hardenability by process computer during alloying.
2. Move of hardenability distribution to the band center. When prediction model is reliable the first step could be omitted and the process started at step 2. In doing so the process is statistically controlled.

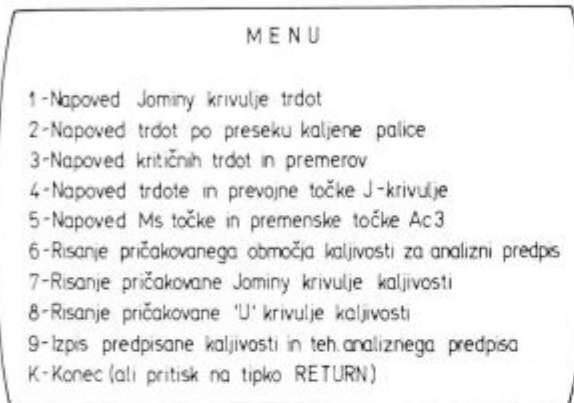
Pri zanesljivih modelih napovedi lahko pristopimo takoj k drugi stopnji, to je centriranje porazdelitve kaljivosti. Pri tem dosežemo, da je proces statistično nadzorovan.

3.2 Računalniški model napovedi kaljivosti

Programski paket napovedi kaljivosti za kontrolo kakovosti (HARD-QC) je potreben za zanesljivejše doseganje zagotovljene kaljivosti, raziskave, tehnologom toplotne obdelave, konstrukterjem in uporabnikom jekla. Sestavljen je iz dveh programov.

Prvi je namenjen vnosu, spreminjanju in izpisovanju modela napovedi kaljivosti posameznega jekla.

Drugi program vsebuje vrsto funkcij in ima obširen osnovni menu, kot to kaže **slika 5**.



Slika 5

Primer osrednjega menuja programa HARD-QC za napoved kaljivosti

Povezovanje trdote, izmerjene na Jominy preizkušancu (J-krivulja), in trdote, dosežene pri kaljenju v praksi po preseku različnih izdelkov (U-krivulja), dosežemo na osnovi enakih hitrosti ohlajevanja. J-krivulje se lahko pretvorijo v U-krivulje, grafično s pomočjo nomogramov ali neposredno s pomočjo računalnika, kot je to rešeno s programskim paketom HARD-QC.

3.3 Krmiljenje kaljivosti v procesu izdelave jekla

Pristop k neposrednemu krmiljenju kaljivosti v procesu izdelave jekla v elektro jeklarni temelji na preprečevanju in odpravljanju vzrokov neprave kaljivosti pri izvoru. To je eden od osnovnih principov tudi znane japonske metode POKA YOKE (11).

Brez dvoma ima kemična sestava odločilen, ne pa edini vpliv na kaljivost. Zato je pravi čas in mesto reguliranja kaljivosti jekla v procesu izdelave jekla, ko je še mogoče spreminjati kemično sestavo šarže.

Sedaj že konvencionalni postopki uporabe računalnika v fazi legiranja se dopolnijo z modelom krmiljenja kaljivosti. Takšni modeli imajo predvsem nalogo:

- preveriti, ali je kemična sestava taline takšna, da je mogoče doseči načrtovano kaljivost, in če ni,
- izvrši korekturo permanentnih ciljev kemične sestave jekla v nove dinamično postavljene cilje.

Nujnost korekture načrtovane sestave pride v poštev vedno, kadar odstopajo vplivni oligoelementi in če ima eden ali več vplivnih legirnih elementov previsoko vsebnost že pred končnim legiranjem.

Dinamična sprememba načrtovane kemične sestave je večstopenjska. Najprej izračunamo novi cilj za cenejše legirne elemente, in če to še ni dovolj, poiščemo nove

3.2. Computer Model of Hardenability Prediction

The program package of hardenability prediction for quality control (HARD-QC) is necessary for reaching of more reliable guaranteed hardenability. Such program packages are necessary for researches, for hot working; technicians, mechanical engineers and steel consumers. They consist of two programs.

The first one is used for entering, changing and printing of the hardenability prediction model for each individual steel grade. The second program contains numerous functions and an extensive basic menu as shown in **Figure 5**.

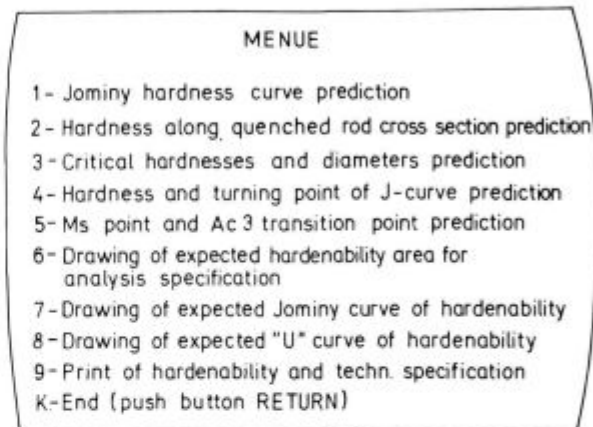


Figure 5

Sample of main menu of HARD-QC program for hardenability prediction.

The hardness estimated on a Jominy sample (J curve) and the one reached on the cross-sections during quenching (U curve) can be compared to each other when they are cooled by the same means. J curves can be turned into U curves graphically by nomograms or directly by computer e. g. by program package HARD-QC.

3.3. Hardenability Control in Steel Making Process

Application of direct hardenability control in the steel manufacture process in an electric steel plant is based on prevention and abolishment of incorrect hardenability at the source. This is one of the basic principles of the well known Japanese method called POKA YOKE (11).

Chemical composition affects hardenability in an essential yet not the only way. Thus the steel hardenability has to be regulated during the steel making process while melt is still able to change in chemical composition.

To the computer proceedings controlling the alloying phase (which have already become conventional) the hardenability control model is added. The task of such models is the following:

- to check the chemical composition in capability of producing the aimed hardenability and if not;
- to supplement the permanent chemical composition of steel with dynamic one. Correction of aimed composition is necessary when an appearance of deviation in the effective accompanying elements is present or the contents of one or more of these alloying elements are too high in the preliminary sample.

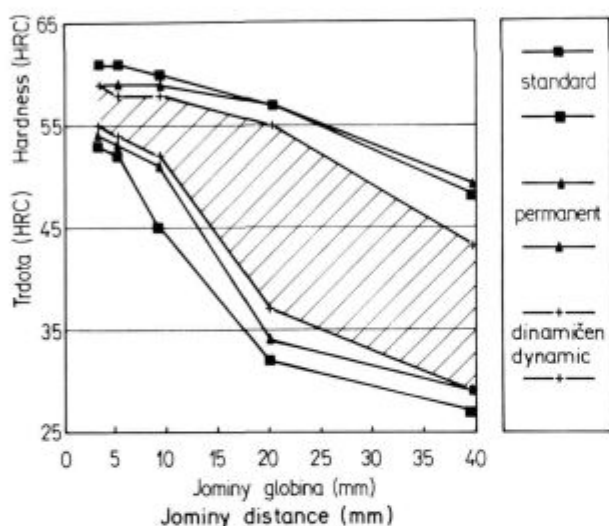
The change in dynamics of the aimed chemical composition consists of various steps. A new aim for the cheaper alloying elements is calculated first. If this proves insufficient, aims for more expensive alloying ele-

cilje še za dražje legirne elemente. Skratka, prednost ima takšna sprememba ciljev, da so stroški legiranja v okviru možnosti čimnižji. Pri tem seveda ne smejo poslabšati druge lastnosti jekla.

4. REZULTATI IN ZAKLJUČKI

Že na sliki 2 vidimo ugoden trend izboljšanja kakovosti kaljivosti jekla. Zanesljivost doseganja zagotovljene kaljivosti je iz leta v leto boljša (12). To dokazujejo tudi tri naslednje slike.

Slika 6 prikazuje primerjavo med uporabo permanentnega in dinamičnega modela kaljivosti. Vrisano je območje 95 % statistične zanesljivosti. Kljub temu, da je delež šarž zunaj zagotovljene kaljivosti razmeroma nizek, želimo, da je še nižji. Dolgoročni končni cilj je že omenjeni »ZERO DEFECT«. Na **sliki 7** vidimo kontinuirano izboljševanje stanja deleža šarž zunaj zagotovljene kaljivosti. Stanje v letu 1984 smo postavili kot indeks

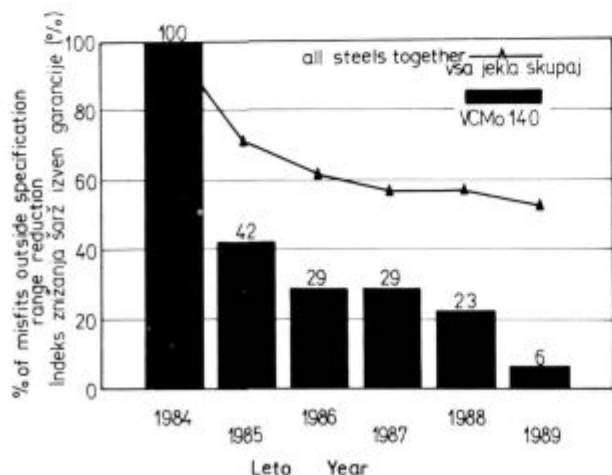


Slika 6

Primerjava rezultatov uporabe permanentnega in dinamičnega modela napovedi kaljivosti jekla

Figure 6

Results of permanent model on steel hardenability prediction compared with a dynamic one.



Slika 7

Indeks znižanja deleža šarž zunaj mej zagotovljene kaljivosti

Figure 7

Reduction index of heats outside of guaranteed hardenability.

ments are calculated. From there result reductions in alloying costs, while the steel properties must be correct.

4. RESULTS AND CONCLUSIONS

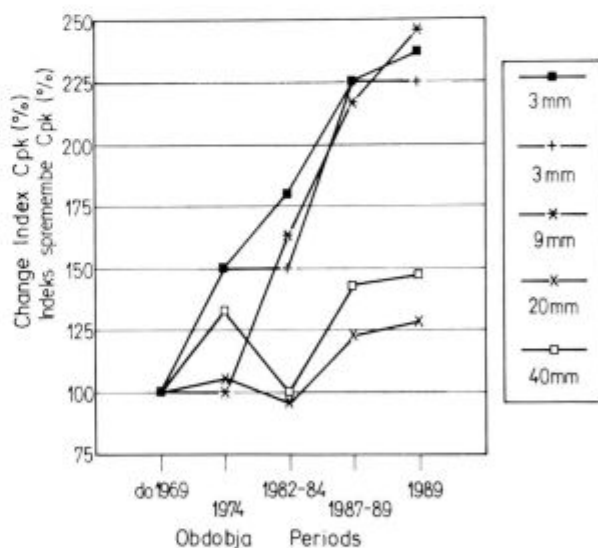
Figure 2 is the first to show the trend of steel grade hardenability quality towards improvement. From year to year the attainment of guaranteed hardenability quality is improved (12).

This is proven by the following three Figures.

Figure 6 shows the application of the permanent hardenability model compared to the dynamic one, and a range of 95 % statistic probability. The share of changes outside the guaranteed hardenability is low though, the final effect striven for is "ZERO DEFECT" as mentioned.

Figure 7 shows a continuous reduction of melts outside the guaranteed hardenability range. The year 1984 was attached the index 100. Within a few years it diminished to 50. Some steels such as e.g. Č.4732 lowered their index to 6. **Figure 8** shows the improvement on Cpk process capability. If the year 1969 is allotted the index 100 the improvement of Cpk is clearly seen in the following years with better results at shorter distances.

Thus it can be concluded that good results are obtained by continuous striving for hardenability quality. In the alloying process aided by a standard process computer even better results are attained by the application of the dynamic model. Useful for quality assurance of real hardenability of steel are the technological chemical specifications ranges obtained by specific proceedings. Computer aid is necessary in quality control assurance, mathematical statistical analyses, preparation of a hardenability prediction model and directly in the steel making process.



Slika 8

Indeks izboljšanja koeficienta sposobnosti procesa Cp pri jeklu Č.4732

Figure 8

Improvement index of CP process ability coefficient in Č.4732 steel.

100. Stanje se je izboljšalo na indeks 50. Pri posameznih jeklih, npr. C 4732, se je indeks znižal s 100 na 6! Tudi koeficient sposobnosti procesa Cpk se izboljšuje (slika 8).

Če postavimo stanje leta 1969 na indeks 100, vidimo, da je izboljšanje Cpk v naslednjih letih prepričljivo. Vendar so boljši rezultati doseženi pri manjših globinah.

Zaključimo lahko, da dajejo dobre rezultate kontinuirana prizadevanja za boljšo kakovost kaljivosti. Še posebej dobre rezultate daje uporaba dinamičnega modela napovedi kaljivosti v procesu legiranja ob standardni uporabi procesnega računalnika. Še posebej v okviru zagotavljanja prave kaljivosti jekla je v praksi koristna uporaba tehnoloških analiznih predpisov, do katerih pridemo po določenem postopku. Uporaba računalnika je potrebna pri spremljanju kakovostnega nivoja, matematično-statističnih analizah, pripravi modela napovedi kaljivosti in še posebej neposredno v procesu izdelave jekla.

LITERATURA REFERENCES

1. Šegel J.: Kontrola pasov garantirane kaljivosti in analiza vpliva kemijske sestave na kaljivost. *Železarski zbornik*, 9, 1975, 4, 251—258
2. Šegel J., Rodič J.: Kontrola prokaljivosti čelika, kao sastavni dio sistema integralne kontrole u Železarni Ravne, Savetovanje o termičkoj obradi čelika, Cavcat 1975
3. Šegel J.: Uporaba procesnega računalnika v elektro jeklarni (Approaches to computercontrol in meltshop steelmaking) *Third international iron and steel congress 1978, Chicago, USA, proceedings Železarski zbornik*, 12, 1978, 37—47
4. Rodič J., Šegel J.: Application of a meltshop process computer system for quality control functions, *Sixth international vacuum conference — International conference on special melting, San Diego, California, USA, april 23—27, 1979, proceedings p. 798—819*
5. Šegel J., Bratina J.: *Praktische Erfahrungen der Rechneranwendung in der Schmelzmetallurgie ETH — Kolloquium für Materialwissenschaften, Juni 1979, Zürich*
6. Šegel J.: *Coordination and adaptation of optimized computer models in meltshop, 3rd Arc Furnace Meeting, Miskolc, Hungary, sept. 1981.*
7. Šegel J.: Izkušnje pri uporabi procesnega računalnika v jeklarni. *Železarski zbornik*, 17, 1983, 3, 129—135
8. Šegel J., Rozman A.: Uporaba računalnika na EOP in VAD. *Železarski zbornik*, 18, 1984, 2, 49—53
9. Rodič J., Šegel J.: Prognoziranje sposobnosti kaljenja čelika pomoću računara, 4. jugoslovenski simpozij o toplotnoj obradi metala. *Plitvička jezera, 1986*
10. Rodič J., Šegel J.: Napovedovanje kaljivosti jekla, žarki, toplotna obdelava, 13. seminar LAKOS, Univerza Edvarda Kardelja Ljubljana, Ravne na Koroškem, 1986
11. Shigeo Shingo: *Nova Japonska proizvodna filozofija, Beograd 1985*
12. Petovar S. in sodel.: *Izdelava modelov za napovedovanje kaljivosti jekla. Interna dokumentacija razvojnega oddelka ŽR*

Železarski zbornik, 24, 1990, 1—4

1. KRONOLOŠKO KAZALO

- Smajič Nijaz:** Vakuumsko razdušičenje nerjavnih jekel
ZZB 24 (1990) 1, 11—16
- Koroušič Blaženko, A. Rozman, F. Tehovnik:** Modeliranje in procesna kontrola VAD postopka
ZZB 24 (1990) 1, 17—22
- Todorović Gojko, J. Lamut, M. Tolar, L. Šketa, V. Rakovec, G. Manojlovič, S. Kovačič, J. Apat:** Uporaba lastnih odpadnih surovin za vložek pri izdelavi jekla
ZZB 24 (1990) 1, 23—28
- Breskvar Bojan, M. Pristovšek, M. Jakupovič, B. Čeh:** Vključki v proizvodni liniji bram kvalitete Al 99.0
ZZB 24 (1990) 1, 29—34
- Ule Boris, F. Vodopivec, M. Pristavec, F. Grešovnik:** Popustna krhkost utopnega jekla za delo v vročem s 5 % kroma
ZZB 24 (1990) 1, 35—40
- Kmetič Dimitrij, B. Ule, J. Gnamuš, F. Vodopivec, B. Arzenšek:** Vpliv vroče predelave na drobljenje karbidov in lomno žilavost
ZZB 24 (1990) 1, 41—45
- Arzenšek Boris, A. Rodič, J. Žvokelj:** Hladno preoblikovanje kontilitega jekla
ZZB 24 (1990) 1, 47—51
- Kveder Aleksander, D. Gnidovec:** Hladna predelava zlitine NIMONIC 263 v trakove
ZZB 24 (1990) 1, 53—59
- Torkar Matjaž, F. Vodopivec, F. Kaučič, F. Haller:** Vpliv bakra in kositra na lastnosti silicijevega vzmetnega jekla
ZZB 24 (1990) 1, 61—67
- Žvokelj Janez:** Pojavi pri malocikličnem utrujanju nizkoogljivega jekla v področju naravnega tečenja
ZZB 24 (1990) 1, 69—73
- Bratina Janez:** Obratovalni elektroenergetski model obločne peči (grafični prikaz)
ZZB 24 (1990) 2, 81—89
- Vodopivec Franc, D. Gnidovec, M. Kmetič, B. Breskvar:** Mikrostruktura po vročem valjanju in duktilnost železove zlitine z 29 % Cr in 11 % Co
ZZB 24 (1990) 2, 91—97
- Večko Tatjana, I. Kos:** Izločanje σ faze in njen vpliv na žilavost in trdoto nerjavnega avstenitno-feritnega jekla tipa 29 Cr 9 Ni
ZZB 24 (1990) 2, 99—103
- Šteblaj Anton, B. Koroušič, J. Arh, E. Bricelj, M. Mencinger:** Uporaba s CaAl polnjene žice pri izdelavi jekel za hladno masivno preoblikovanje
ZZB 24 (1990) 3, 129—135
- Čížek Pavel, R. Riman, D. Kmetič, B. Arzenšek:** Rekristalizacija feritnih nerjavnih jekel z zelo majhno vsebnostjo ogljika in dušika
ZZB 24 (1990) 3, 137—144
- Vodopivec Franc:** O poškodbah jekla v parovodnih in metodah za njihovo opredelitev
ZZB 24 (1990) 3, 145—152
- Smajič Nijaz, A. Lagoja, J. Arh:** Fosfor v nerjavnih jeklih
ZZB 24 (1990) 4, 165—172
- Glogovac Branislav, T. Kolenko, A. Mandeljc, D. Mikec:** Preiskave potisne peči za ogrevanje slabov
ZZB 24 (1990) 4, 173—180
- Vojvodič-Gvardjančič Jelena, F. Vodopivec:** Primerjava različnih metod preizkušnja jekla NIOMOL 490 za določanje lomnih karakteristik pri nizkih temperaturah
ZZB 24 (1990) 4, 181—195
- Šegal Jože, S. Petovar:** Kontinuirnost obvladovanja kaljivosti jekla
ZZB 24 (1990) 4, 197—203

2. AVTORSKO KAZALO

- Arzenšek Boris, A. Rodič, J. Žvokelj:** Hladno preoblikovanje kontilitega jekla
ZZB 24 (1990) 1, 47—51
- Bratina Janez:** Obratovalni elektroenergetski model obločne peči (grafični prikaz)
ZZB 24 (1990) 2, 81—89
- Breskvar Bojan, M. Pristovšek, M. Jakupovič, B. Čeh:** Vključki v proizvodni liniji bram kvalitete Al 99.0
ZZB 24 (1990) 1, 29—34
- Čížek Pavel, R. Riman, D. Kmetič, B. Arzenšek:** Rekristalizacija feritnih nerjavnih jekel z zelo majhno vsebnostjo ogljika in dušika
ZZB 24 (1990) 3, 137—144
- Glogovac Branko, T. Kolenko, A. Mandeljc, D. Mikec:** Preiskave potisne peči za ogrevanje slabov
ZZB 24 (1990) 4, 173—180
- Kmetič Dimitrij, B. Ule, J. Gnamuš, F. Vodopivec, B. Arzenšek:** Vpliv vroče predelave na drobljenje karbidov in lomno žilavost
ZZB 24 (1990) 1, 41—45
- Koroušič Blaženko, A. Rozman, F. Tehovnik:** Modeliranje in procesna kontrola VAD postopka
ZZB 24 (1990) 1, 17—22
- Kveder Aleksander, D. Gnidovec:** Hladna predelava zlitine NIMONIC 263 v trakove
ZZB 24 (1990) 1, 53—59
- Smajič Nijaz:** Vakuumsko razdušičenje nerjavnih jekel
ZZB 24 (1990) 1, 11—16
- Smajič Nijaz, A. Lagoja, J. Arh:** Fosfor v nerjavnih jeklih
ZZB 24 (1990) 4, 165—172
- Šegal Jože, S. Petovar:** Kontinuirnost obvladovanja kaljivosti jekla
ZZB 24 (1990) 4, 197—203
- Šteblaj Anton, B. Koroušič, J. Arh, E. Bricelj, M. Mencinger:** Uporaba s CaAl polnjene žice pri izdelavi jekel za hladno masivno preoblikovanje
ZZB 24 (1990) 3, 129—135
- Todorović Gojko, J. Lamut, M. Tolar, L. Šketa, V. Rakovec, G. Manojlovič, S. Kovačič, J. Apat:** Uporaba lastnih odpadnih surovin za vložek pri izdelavi jekla
ZZB 24 (1990) 1, 23—28
- Torkar Matjaž, F. Vodopivec, F. Kaučič, F. Haller:** Vpliv bakra in kositra na lastnosti silicijevega vzmetnega jekla
ZZB 24 (1990) 1, 61—67

Ule Boris, F. Vodopivec, M. Pristavec, F. Grešovnik: Popustna krhkost utopnega jekla za delo v vročem s 5 % kroma
ZZB 24 (1990) 1, 35—40

Večko Tatjana, I. Kos: Izločanje σ faze in njen vpliv na žilavost in trdoto nerjavnega avstenitno feritnega jekla tipa 29 Cr 9 Ni
ZZB 24 (1990) 2, 99—103

Vodopivec Franc, D. Gnidovec, M. Kmetič, B. Breskvar: Mikrostruktura po vročem valjanju in duktilnost železove zlitine z 29 % Cr in 11 % Co
ZZB 24 (1990) 2, 91—97

Vodopivec Franc: O poškodbah jekla v parovodih in metodah za njihovo opredelitev
ZZB 24 (1990) 3, 145—152

Vojvodič-Gvardjančič Jelena, F. Vodopivec: Primerjava različnih metod preizkušnja jekla NIOMOL 490 za določanje lomnih karakteristik pri nizkih temperaturah
ZZB 24 (1990) 4, 181—195

Žvokelj Janez: Pojavi pri malocikličnem utrujanju nizkoogljivega jekla v področju naravnega tečenja
ZZB 24 (1990) 1, 69—73

3. KAZALO PO STROKAH — UDK

62 — INŽENIRSTVO, TEHNIKA

620.17 Prekušanje mehanskih lastnosti

Žvokelj Janez: Pojavi pri malocikličnem utrujanju nizkoogljivega jekla v področju naravnega tečenja
ZZB 24 (1990) 1, 69—73

Vojvodič-Gvardjančič Jelena, F. Vodopivec: Primerjava različnih metod preizkušnja jekla NIOMOL 490 za določanje lomnih karakteristik pri nizkih temperaturah
ZZB 24 (1990) 4, 181—195

Šegal Jože, S. Petovar: Kontinuirnost obvladovanja kaljivosti jekla
ZZB 24 (1990) 4, 197—203

620.18 — Metalografija

Vodopivec Franc, D. Gnidovec, M. Kmetič, B. Breskvar: Mikrostruktura po vročem valjanju in duktilnost železove zlitine z 29 % Cr in 11 % Co
ZZB 24 (1990) 2, 91—97

620.19 — Napake v materialu. Korozija

Vodopivec Franc: O poškodbah jekla v parovodih in metodah za njihovo opredelitev
ZZB 24 (1990) 3, 145—152

Ule Boris, F. Vodopivec, M. Pristavec, F. Grešovnik: Popustna krhkost utopnega jekla za delo v vročem s 5 % kroma
ZZB 24 (1990) 1, 35—40

621.7 — Oblikovanje brez odrezovanja

Torkar Matjaž, F. Vodopivec, F. Kaučič, F. Haller: Vpliv bakra in kositra na lastnosti silicijevega vzmetnega jekla
ZZB 24 (1990) 1, 61—67

Kmetič Dimitrij, B. Ule, J. Gnamuš, F. Vodopivec, B. Arzenšek: Vpliv vroče predelave na drobljenje karbidov in lomno žilavost
ZZB 24 (1990) 1, 41—45

621.74 — Livarstvo

Arzenšek Boris, A. Rodič, J. Žvokelj: Hladno preoblikovanje kontilitega jekla
ZZB 24 (1990) 1, 47—51

621.77 — Valjanje

Čížek Pavel, R. Riman, D. Kmetič, B. Arzenšek: Rekristalizacija feritnih nerjavnih jekel z zelo majhno vsebnostjo ogljika in dušika
ZZB 24 (1990) 3, 137—144

Kveder Aleksander, D. Gnidovec: Hladna predelava zlitine NIMONIC 263 v trakove
ZZB 24 (1990) 1, 53—59

621.78 — Toplotna obdelava kovin

Glogovac Branko, T. Kolenko, A. Mandeljc, D. Mikec: Preiskave potisne peči za ogrevanje slabov
ZZB 24 (1990) 4, 173—180

66 — KEMIJSKA TEHNIKA, KEMIČNE IN SORODNE INDUSTRIJE

669 — Metalurgija

669.046 — Metalurški postopki za segrevanje in taljenje

Smajič Nijaz: Vakuumsko razdušičenje nerjavnih jekel
ZZB 24 (1990) 1, 11—16

Koroušič Blaženko, A. Rozman, F. Tehovnik: Modeliranje in procesna kontrola VAD postopka
ZZB 24 (1990) 1, 17—22

Smajič Nijaz, A. Lagoja, J. Arh: Fosfor v nerjavnih jeklih
ZZB 24 (1990) 4, 165—172

Šteblaj Anton, B. Koroušič, J. Arh, E. Bricelj, M. Mencinger: Uporaba s CaAl polnjene žice pri izdelavi jekel za hladno masivno preoblikovanje
ZZB 24 (1990) 3, 129—135

669.14 — Zlitine železa z ogljikom

Večko Tatjana, I. Kos: Izločanje σ faze in njen vpliv na žilavost avstenitno-feritnega jekla tipa 29 Cr 9 Ni
ZZB 24 (1990) 2, 99—103

669.187 — Proizvodnja elektro jekla

Todorović Gojko, J. Lamut, M. Tolar, L. Šketa, V. Rakovec, G. Manojlovič, S. Kovačič, J. Apat: Uporaba lastnih odpadnih surovin za vložek pri izdelavi jekla
ZZB 24 (1990) 1, 23—28

Bratina Janez: Obratovalni elektroenergetski model obločne peči (grafični prikaz)
ZZB 24 (1990) 2, 81—89

669.71 — Lahke kovine. Aluminij

Breskvar Bojan, M. Pristovšek, M. Jakupovič, B. Čeh: Vključki v proizvodni liniji bram kvalitete Al 99.0
ZZB 24 (1990) 1, 29—34

VSEBINA

UDK: 669.046.545.2: 669.15—194.56
ASM/SLA: D11s, EG42, SSe

Metallurgija — fosfor — nerjavna jekla
N. Smajc, A. Lagoja in J. Arh

Fosfor v nerjavnih jeklih

Železarski zbornik 24 (1990) 4, s. 165—172

Izvedena je termodinamična analiza sistema Fe-Cr-C-O-P v staljenem stanju, kar je omogočilo analizo teoretskih možnosti odfosforenja talin z visoko vsebnostjo kroma v oksidacijskih pogojih. Na ta način so ugotovljeni vplivi bazičnosti, temperature in vsebnosti kroma ter ogljika na odfosforenje. Analiza je pokazala, da za relativno uspešno odfosforenje lahko uporabimo žlindro na osnovi $\text{CaO-CaF}_2\text{-Cr}_2\text{O}_3$, vendar vsebnost ogljika mora biti že pri 18 % Cr najmanj 2 % C temperatura pa največ 1400 °C.

Avtorski izveček

UDK: 620.178.74.001.36: 669—973: 669.14.018.41
ASM/SLA: Q26s, Q6n, SGBr, 1—54

Preizkušanje kovin — mehanika loma — jekla za nizke temperature
J. Vojvodič-Gvardjančič, F. Vodopivec

Primerjava različnih metod preizkušanja jekla Niomol 490 za določanje lomnih karakteristik pri nizkih temperaturah

Železarski zbornik 24 (1990) 4, s. 181—195

V prispevku so obravnavane lomne značilnosti drobnozrnatega mikrolegiranega jekla Niomol 490. To jeklo ima feritno bainitno mikrostrukturo ter mejo plastičnosti minimalno 490 MPa, dobro duktilnost pa ima še tudi pri temperaturi -60 °C. Staranje tega jekla pa duktilne lastnosti poslabša, zato nevarnost krhkega loma postane realna. Lastnosti tega jekla v odvisnosti od temperature uporabe so bile določene tako s statičnimi preizkusi kot tudi z udarnimi preizkusi ter merjenjem lomne žilavosti.

Zaključimo lahko z ugotovitvijo, da so za določanje temperaturne meje uporabnosti jekla Niomol, uporabni le udarni preizkusi merjenja žilavosti, medtem ko statični natezni preizkusi ne dajejo tozadevno uporabnih rezultatov. Zelo koristna pa se je izkazala tudi soodvisnost med rezultati Drop Weight testa in rezultati merjenja lomne žilavosti v območju prehodnih temperatur.

Avtorski izveček

UDK: 621.783.223.2.004.6: 669—412: 519.87
ASM/SLA: W20h, U4, F21b, 18—72, 5—59

Potisna peč — rekonstrukcija peči — ogrevanje slabov — meritve — akvizicija podatkov — matematični model

B. Glogovac, T. Kolenko, A. Mandeljc, D. Mikec

Preiskave potisne peči za ogrevanje slabov

Železarski zbornik 24 (1990) 4, s. 173—180

Delo obravnava rezultate preiskave potisne peči za ogrevanje slabov pred in po rekonstrukciji peči. Meritve na peči z uporabo sistema za avtomatsko akvizicijo podatkov so omogočile postavitev in verifikacijo matematičnega modela s katerim je bilo možno zasledovati potek ogrevanja slabov pri različnih pogojih. Raziskave so pokazale da je z rekonstrukcijo peči in optimizacijo vodenja bistveno izboljšana kvaliteta ogrevanja slabov in zmanjšana specifična poraba toplote za ca. 20 %.

Avtorski izveček

UDK: 620.179.3: 669.14: 681.3.06
ASM/SLA: J5, ST6, U4K, S12, 1—61

Metallurgija — kaljivost — obvladovanje kakovost — računalniško krmiljenje procesov

J. Šegal, S. Petovar

Kontinuirnost obvladovanja kaljivosti jekla

Železarski zbornik 24 (1990) 4, s. 197—203

Obravnavano je računalniško podprto krmiljenje kaljivosti jekla že v fazi izdelave jekla v elektrojeklarni. Opredeljeni so različni postopki in metode pri kontinuirnem prizadevanju za boljšo kakovost kaljivosti. Še posebej dobre rezultate daje v praksi uporaba dinamičnega modela napovedi kaljivosti v procesu legiranja. Dinamična sprememba načrtovane kemične sestave je večstopenjska. Najprej izračunamo cilj za cenejše legirne elemente; in če še to ni dovolj, poiščemo nove cilje še za dražje legirne elemente.

Avtorski izveček

CONTENTS

<p>UDK: 620.178.74.001.36: 669—973: 669.14.018.41 ASM/SLA: Q26s, Q6n, SGBr, 1—54</p> <p>Testing of metals — fracture mechanics — steel used at low temperatures J. Vojvodić-Gvardjančić, F. Vodopivec</p> <p>Comparison of Different Test Methods of the Niomol 490 Steel to Determine Fracture Characteristics at Low Temperatures. Železarski zbornik 24 (1990) 4, P 181—195</p> <p>The paper presents fracture characteristics of the finegrained microalloyed steel Niomol 490. This steel's microstructure consist of ferrite and bainite and shows a minimum yield strength of 490 MPa and ductility down to a temperature of -60°C. The ductility of this steel is impaired by strain aging and endangered by brittle fracture. The properties of this steel as a function of working temperatures were determined by static and dynamic tests and fracture toughness measurements.</p> <p>The conclusion is that only impact toughness test measurements are reliable for the determination of the temperature limiting the use of the Niomol steel and that static tension tests do not provide useful results.</p> <p>The correlation between drop weight test and the impact toughness transition temperature region proved to be very advantageous.</p> <p style="text-align: right;">Autor's Abstract</p>	<p>UDK: 669.046.545.2: 669.15—194.56 ASM/SLA: D11s, EGj42, SSE</p> <p>Metallurgy — phosphorus — stainless steel N. Smajić, A. Lagoja in J. Arh</p> <p>Phosphorus in Stainless Steel Železarski zbornik 24 (1990) 4, P 165—172</p> <p>Thermodynamical analysis of Fe-Cr-C-O-P system in liquid state has been carried out in order to analyze theoretical possibilities for dephosphorization of high chromium melts under oxidation conditions. The influence of basicity, temperature and chromium as well as carbon content on dephosphorization is determined. It has been shown that comparatively successful dephosphorization of 18% Cr melt can be realized with the use of a slag based on CaO-CaF₂-Cr₂O₃ system at a temperature $T \leq 1400^{\circ}\text{C}$ and carbon content $\geq 2\%$.</p> <p style="text-align: right;">Autor's Abstract</p>
<p>UDK: 620.179.3: 669.14: 681.3.06 AMS/SLA: J5, ST6, U4k, S12, 1—6</p> <p>Metallurgy — hardenability — quality control computer aided process control J. Šegel, S. Petovar</p> <p>Continuity of Steel Hardenability Control Železarski zbornik 24 (1990) 4, P 197—203</p> <p>The paper deals with computer aided steel hardenability in the phase of steel making in the electric steel plant. Various proceedings and methods are used for continuous striving to improve hardenability quality. The best results were achieved by dynamic model of hardenability prediction in the alloying process. Corrections of aimed dynamic chemical composition is performed stepwise. First the aim for cheaper alloying elements is calculated and if this proves to be insufficient new aims for more expensive alloys are to be found.</p> <p style="text-align: right;">Autor's Abstract</p>	<p>UDK: 621.783.223.2.004.6: 669—412: 519.87 ASM/SLA: W20h, U4, F21b, 18—72, 5—59</p> <p>Push-type furnace — change of design — slab reheating — measurements — data acquisition — mathematical model B. Glogovac, T. Kolenko, A. Mandeljić, D. Mikec</p> <p>Examination of the Push-type Slab Reheating Furnace Železarski zbornik 24 (1990) 4, P 173—180</p> <p>The article discusses the results of push-type slab reheating furnace examination before and after the design change of the furnace. The measurements performed on the furnace by data acquisition enabled the set up and verification of a mathematical model which followed the slab reheating process under divers conditions. The researche showed that the furnace design change and the improved control considerably improved the slab reheating and decreased the specific heat consumption for about 20%.</p> <p style="text-align: right;">Autor's Abstract</p>

TEHNIČNA NAVODILA AVTORJEM

Rokopis

Rokopis dostavite v originalu odgovornemu uredniku ali enemu od članov uredništva. Pisan mora biti z dvojnimi presledkom. Na levi strani je rob širine 4 cm. Na tem robu označite mesta, kjer naj bodo slike ali tabele.

Članki naj bodo kratki in jedrnat in ne prenatrpani z nepotrebnimi podatki. Izogibajte se tabel z veliko številkami, ki bralca ne zanimajo, posebno če so isti podatki prikazani kot odvisnosti v diagramih. Razlage naj bodo jasne, kratke in v neposredni zvezi z doseženimi rezultati, brez širših hipotetičnih dodatkov.

V primeru, da prvič objavljate v Železarskem zborniku, dostavite uredništvu naslednje podatke: ime in priimek z akademskim nazivom spredaj in poklicnim nazivom zadaj, katero delo opravljate, delovna organizacija, žiro račun in naslov stanovanja.

Uredništvo si pridržuje pravico jezikovne korekcije, strokovne recenzije in presoje o ustreznosti objave. Prosimo, da glede rokopisa upoštevate še naslednja navodila:

1) **Izvleček pod naslovom** naj obsega 4 do 10 tipkanih vrst. Vsebinski naj pove, kateri problem obravnava članek.

2) **Povzetek za prevode** v angleški, nemški in ruski jezik pošljite v 4 izvodih. Obsega naj pol do največ dve tipkani strani. Glede vsebine naj pove tujemu bralcu, kakšen je bil problem in kateri so glavni rezultati vašega dela. Specifične strokovne izraze, ki jih prevajalci morda ne poznajo, navedite spodaj v angleškem, nemškem in ruskem jeziku. Vsebuje naj tudi naslov članka.

3) **Avtorski izvleček za kartice** (4 izvodi) naj obsega: glavno geslo in eno ali več stranskih gesel (npr. Metalurgija — Orodna jekla — Preizkušanje materiala), avtorja in soavtorje, naslov članka in kratko vsebino članka (največ 15 tipkanih vrst) s poudarkom na rezultatih raziskave.

4) **Podpisi k slikam** v 2 izvodih na posebnih listih. Podpis naj bo formuliran tako, da bo v angleškem prevodu tudi tuj bralec razumel vsebino slike.

5) **Literaturo**, ki jo citirate v tekstu, označite z zaporednimi številkami, zgoraj za besedo, kjer označbo želite, npr. . . Smith³ . . . Na koncu članka navedite nato vse bibliografske podatke:

— Za knjige: začetnice imen in priimki avtorjev, naslov knjige, številka izdaje, založba, leto izdaje.

— Za članke: začetnice imen in priimki avtorjev, naslov članka, neskrajšani naslov revije, letnik, številka, leto, strani (prva in zadnja).

6) **Poglavja in razne vrste tiska**: Članek naj bo, kolikor je mogoče, razdeljen po naslednji shemi: uvod (nakazati problem, izhodišče in cilj raziskave in pregled literature), načini raziskovanja in materiali, rezultati raziskav, razlaga rezultatov in sklepi.

Glavna poglavja in podpoglavja pišite po primeru:

REZULTATI RAZISKAV

1. **Preizkušanje jekla Ž 0147** (mastni tisk, tekst se prične v naslednji vrsti)

a) **Količina vključkov** (mastni tisk, tekst se nadaljuje v isti vrsti).

Zvezano podčrtane besede pomenijo mastni tisk, lahko pa uporabite še kurzivni tisk (prekinjeno podčrtane besede) in razprti tisk (tipkajte razprto).

7) **Tabele** pišite med tekstom ali jih priložite na koncu teksta. V drugem primeru napišite na levi rob, kjer je treba tabelo vstaviti.

8) **Enote**: Uporabljajte izključno enote po SI (System International d'Unités).

9) **Enačbe in simbole** napišite jasno in čitljivo, najbolje s prosto roko. V enačbah ne uporabljajte znakov za množenje (\times ali \cdot). Izogibajte se zamotanim indeksom. Če ne morete jasno napisati grških črk, napišite pojasnilo na levi rob, npr. mala grška črka gama. Simbole v enačbah sproti tolmačite. Uporabljajte simbole, ki so v JUS standardih, če teh ni pa najbolj uveljavljene.

Fotografije

Metalografski in drugi posnetki morajo biti izdelani na belem papirju z visokim leskom in naj bodo jasni in kontrastni. Preslikane fotografije ali iz tiska preslikane fotografije niso dovoljene, razen v izjemnih primerih. Računajte, da bo širina fotografije v tisku največ 80 mm. Več fotografij, ki spadajo skupaj, nalepite na papir in jih označite kot eno sliko. V tem primeru je lahko širina slike tudi 165 mm. Izjemno imajo fotografije lahko tudi ne-standardno širino. V tem primeru priložite fotografiji pojasnilo, kakšno velikost želite v tisku. Mikroskopska in makroskopska povečanja in pomanjšanja označite v podpisu k sliki (povečanje 100-krat), (pomanjšanja 1,5-krat), še bolje pa z vrisanjem ustrezne skale s črnim ali belim tušem na fotografiji.

Diagrami in risane slike

Diagrami in risane slike morajo biti narisane s tušem na paus papirju. Ne pošiljajte prefotografiranih ali kopiranih risb. Diagrami morajo imeti popoln okvir in mrežo (raster) v notranjosti okvira. Zaporedno številko slike napišite s svinčnikom na vogalu formata.

Prosimo avtorje, da dosledno upoštevajo še naslednja navodila:

1. **Širina**: Diagrami morajo biti narisani na formatu A4. Širina diagrama naj bo 150 mm, plus ali minus 10 mm. Širina ni le okvir diagrama, temveč tudi številke in napis na ordinatni osi. V tisku so ti diagrami pomanjšani približno 2-krat, na širino enega stolpca. Odstopanja od teh širin narisanih in tiskanih diagramov bodo upoštevana le v primerih, ko morajo biti zaradi gostote podatkov, krivulj ali preglednosti tiskani v širini obeh stolpcev, to je okoli 160 mm. V teh primerih naj bo širina narisane diagrama 300 mm, plus ali minus 20 mm.

Pri drugih risanih slikah (izdelki, preseki, naprave, sheme, načrti in podobno) je lahko skupna narisana širina manjša od 150 mm. Pri tem upoštevajte estetski videz pomanjšane tiskane slike med tekstom in tudi, da bo slika v vsakem primeru v tisku pomanjšana 2-krat; uporabljajte torej enake velikosti črk in debeline črt kot pri diagramih.

2. **Črte**: V vseh diagramih in drugih risanih slikah uporabite izključno naslednje debeline črt:

— Okviri diagramov (koordinatne osi)	0,4 mm
— Mreža v diagramih	0,2 mm
— Krivulje v diagramih	0,6 mm
— Osnovne črte v risbah	0,2 mm
— Prerezi (obrisi) v risbah	0,4 mm
— Šrafure	0,2 mm

V tisku bodo te črte polovico tanjše.

3. **Črke in številke**: Uporabljajte pokončne črke in številke velikosti 4 mm, risane s šablono in peresom, ki ustreza tej velikosti. Izjema so le indeksi, ki naj bodo veliki 3 mm. V tisku bo velikost črk in številke okoli 2 mm, indeksov pa 1,5 mm.

4. **Opis koordinat**: Na abscisi in ordinati mora biti neskrajšan opis s simbolom in enoto, npr.: Natezna trdnost σ_M v N/mm²; Stopnja deformacije ϵ v %; Količina mase Mn v %; ne pa le σ_M N/mm²; ϵ %; % Mn.

5. **Oznake točk in krivulj**: Legende za različne vrste točk in krivulj morajo biti v sliki. Legende za simbole in druge črkovne oznake so lahko tudi v podpisih k slikam.

Izvleček

Za hitro orientacijo po dokončanju članka navajamo na kratko, kaj je potrebno poslati uredništvu Železarskega zbornika:

1. Rokopis v enem izvodu (drugega hranite za pregled krtačnega odtisa) z izvlečkom pod naslovom, oznakami za slike na levem robu in podatki o avtorjih.

2. Povzetek za prevode v 4 izvodih.

3. Avtorski izvleček za kartice v 4 izvodih.

4. Podpisi k slikam v 2 izvodih.

5. Oštevilčene fotografije, diagrami in druge slike.