

VARMARBETSSTÅL OCH EN PROCESS FÖR TILLVERKNING AV ETT VARMARBETSSTÅL

BESKRIVNING

5

TEKNISKT OMRÅDE

Föreliggande uppfinning avser en process för tillverkning av en detalj av varmarbetsstål med låg kromhalt.

- 10 Den avser även ett varmarbetsstål med låg kromhalt som är lämpligt för tillverkning av detaljen.

TEKNISK BAKGRUND

- Begreppet "varmarbetsverktyg" används för ett stort antal olika slags verktyg för bear-
15 betning eller formning av metaller vid förhållandevis höga temperaturer, till exempel verktyg för pressgjutning, såsom formar, insatser och kärnor, inloppsdelar, munstycken, utskjutare, kolvar, tryckkammare etc.; verktyg för strängpressning, såsom matriser, matrishållare, foder, avlastningsblock och presstämplor, spindlar etc.; verktyg för varm-
20 pressning, såsom verktyg för varmpressning av aluminium, magnesium, koppar, kopparlegeringar och stål; formar för plaster, såsom formar för formsprutning, form-
pressning och strängsprutning; tillsammans med diverse andra slags verktyg såsom verktyg för varmklippning, krympringar/-kragar och slitdelar avsedda att användas för
25 arbete vid höga temperaturer. Låglegerat varmarbetsstål används i små till medelstora verktyg i tillämpningar där kraven på anlöpningsbeständighet och termisk utmattning är
höga. Anlöpningsbeständighet är ett varmarbetsståls förmåga att bibehålla sin hårdhet
vid en förhöjd temperatur under längre tid. Varmarbetsverktyg är utvecklade för håll-
fasthet och hårdhet under en längre tids exponering för förhöjda temperaturer och an-
vänder i regel en betydande mängd av karbidbildande legeringar.
- 30 En annan typ av verktygsstål är snabbstålen, som används för skärverktyg där hållfast-
het och hårdhet måste bibehållas vid temperaturer upp till eller över 760 °C. För att
minska mängden volfram och krom som behövs, t.ex. 18 respektive 4 vikt-%, har man
utvecklat varianter som använder molybden (5-10 vikt-%). Snabbstål skiljer sig från
varmarbetsstål i sammansättning och pris och kan inte användas som ett substitut för
35 varmarbetsstål.

- US 5 232 660 beskriver ett låglegerat stål som är särskilt användbart vid tillverkningen av varmarbetsverktyg såsom matrisunderlag, matriser och annan utrustning för smidning och andra varmformningsprocesser, samt ett förfarande för tillverkning av sådana stål. Det låglegerade stålet har en medelhög kolhalt och mindre än cirka 5 % Cr och
- 5 mindre än cirka 1 % Mn och det har en hårdbarhet som närmar sig enhetlighet erhållen genom närvaron av N i en mängd från cirka 100 till cirka 400 ppm. Patentet beskriver också ett förfarande för tillverkning av ett sådant stål som i de senare tillverkningskedena företrädesvis omfattar processteget att bubbla kvävgas genom det smälta stålet. Den föredragna koncentrationen av kväve är cirka 200 ppm. Om kvävekoncentrationen
- 10 sjunker under cirka 100 ppm kommer de beskrivna önskade målsättningarna av genomhårdnande och ökad nötningsbeständighet inte att uppnås. Kvävekoncentrationer som är högre än cirka 400 ppm uppges däremot kräva alltför stora mängder av aluminium, titan, mangan och krom för att inte påverka stålets kvalitet negativt. Austenitisering och anlöpning av stålet nämns inte.

15

SAMMANFATTNING AV UPPFINNINGEN

- Ett syfte med föreliggande uppfinning är att tillhandahålla en process för tillverkning av en detalj av varmarbetsstål med låg kromhalt och som har förhöjd anlöpningsbeständighet. Enligt föreliggande uppfinning uppnås detta syfte genom att processen innefattar
- 20 stegen:

- a) inblandning av kväve i en varmarbetsstålkomposition med låg kromhalt, som har en kromhalt om högst 4 vikt-%, för att bilda en stålkomposition med en kvävehalt om 0.015 till 0.30 vikt-%,
- b) formning av en ståldetalj av stålkompositionen,
- 25 c) austenitisering av ståldetaljen erhållen i steg step b) vid en temperatur om högst 1200 °C under en tid i storleksordningen en halvtimme, följt av härdning, samt
- d) anlöpning av den härdade ståldetaljen minst två gånger vid en temperatur mellan 500 och 700 °C under en tid av storleksordningen 2 timmar.

- 30 I ett krypbeständigt stål med hög kromhalt, dvs. 9–12 vikt-%, är det möjligt att lösa vanadinkarbid-nitrider redan vid förhållandevis låga temperaturer, dvs. 1020–1050 °C. Om kromhalten är låg, lägre än cirka 4–5 vikt-%, kommer dock primära vanadinkarbid-nitrider att bildas i smältan och dessa är nästan omöjliga att lösa efteråt.

- 35 I stålet enligt föreliggande uppfinning ska totalmängden av kol och kväve regleras till $0.30 \leq (C+N) \leq 0.50$, företrädesvis $0.36 \leq (C+N) \leq 0.44$. Den nominella halten ska vara av storleksordningen 0.40 vikt-%. Samtidigt är det fördelaktigt att reglera kvävehalten

till mellan 0.015 och 0.15 N, företrädesvis 0.015 – 0.10 och kol kan företrädesvis regleras till minst 0.20 vikt-%.

När kvävehalten ställs in till cirka 0.05 till 0.10 vikt-% kommer det att bildas vanadinkarbonitrider, vilka delvis kommer att lösa sig under austenitiseringssteget och därefter fällas ut under anlöpningssteget som partiklar av nanometerstorlek. Den termiska stabiliteten hos vanadinkarbonitrider är bättre än den hos vanadinkarbider och följaktligen kommer anlöpningsbeständigheten hos detaljen av varmarbetsstål med låg kromhalt att förbättras avsevärt. Genom att anlöpa minst två gånger kommer dessutom anlöpningskurvan (som visar hårdhet som en funktion av anlöpningstemperatur) att ha ett högre, sekundärt maximum.

I den mest föredragna utföringsformen av uppfinningen är kvävehalten företrädesvis av storleksordningen 0.05 vikt-%. Detta värde ger bättre prestanda än högre värden. En kvävehalt i storleksordningen 0.05 vikt-% ger en högre potential för sekundärhårdnande under hårdning än vad högre halter gör och ger därför stålet en hög hårdhet. En mängd i storleksordningen 0.10 vikt-% har dock visat sig ge en förskjutning av toppen för sekundärhårdnande mot något högre anlöpningstemperaturer, vilket är positivt. De genomförda försöken och modelleringsberäkningar indikerar dessutom att en ökad austenitiseringsstemperatur krävs i samband med ökade kvävehalter.

Krom förbättrar hårdbarheten och korrosionsbeständigheten hos stål. Vid alltför låga halter kommer korrosionsbeständigheten att påverkas negativt. En lägsta kromhalt i stålet sätts därför till 1 vikt-%. Den högsta halten sätts till 4 vikt-% för att undvika oönskad bildning av kromrika karbider/karbonitrider, t.ex. $M_{23}C_6$. Kromhalten skall företrädesvis inte överskrida 3 vikt-% och, ännu mera föredraget, företrädesvis inte överskrida 2.6 vikt-%. I den mest föredragna utföringsformen av uppfinningen är kromhalten 1.5–1.7 vikt-%. En låg kromhalt fördröjer utfällningen av kromkarbider i mikrostrukturen till förmån för den termiskt stabilare vanadinrika karbonitriden. Återhämtningen blir därför långsammare i materialet och anlöpningsbeständigheten blir bättre.

Stålet skall innehålla vanadin i en mängd om minst 0.8 vikt-% för att ge en tillräcklig utfällningspotential och på så sätt en tillräcklig anlöpningsbeständighet och önskade hållfasthetsegenskaper vid hög temperatur. För att undvika alltför stor bildning av M(C,N)-utfällningar, vilka skulle öka risken för att stora olösta utfällningar blir kvar i matrisen efter värmebehandling och dessutom ge risk för en utarmning av kol och kväve

i matrisen, är den övre gränsen för vanadin 1.3 vikt-%. Vanadin ligger företrädesvis mellan 1.0 och 1.3 vikt-%.

5 Kisel skall finnas närvarande i stålet i en mängd mellan 0.2 – 0.5 vikt-%, företrädesvis 0.2 – 0.4 vikt-%. Genom att hålla halten av kisel låg är det möjligt att få en initial utfällning av metastabila M_3C -karbider. Dessa karbider kommer att fungera som en reservoar för kol för efterföljande utfällning av de önskade $M(C,N)$ -partiklarna. Man undviker även utfällning av oönskade kromrika $M_{23}C_6$ -partiklar i korngränserna och gränserna mellan kristallgitter.

10

Mangan finns närvarande för att ge stålet en tillräcklig hårdbarhet, i synnerhet med tanke på den förhållandevis låga halten av krom och molybden i stålet. Halten av mangan i stålet ligger mellan 0.5 och 2 vikt-%, företrädesvis mellan 1.0 och 2.0 vikt-%.

15 Molybden skall finnas närvarande i stålet i en mängd mellan 1.5 och 3 vikt-%, företrädesvis 2.2 – 2.8 vikt-%, för att ge ett sekundärhårdnande under anlöpning och för att ge ett bidrag till hårdbarheten. En del av molybdenet kan ersättas med volfram på i och för sig känt sätt, men stålet skall företrädesvis inte innehålla några avsiktligt tillsatta mängder av volfram, dvs. skall inte innehålla volfram i mängder som överskrider föroreningsnivån, på grund av vissa nackdelar relaterade till närvaron av detta element.

20

Nickel och kobolt är element som kan ingå i stålet i mängder upp till 3 vikt-% respektive 4 vikt-%. Kobolt kan öka hårdheten vid höga temperaturer, vilket kan vara fördelaktigt för vissa användningar av stålet. Nickel kan öka stålets korrosionsbeständighet, hårdbarhet och seghet.

25

Austenitisering kan i princip genomföras vid en temperatur mellan mjukglödningstemperaturen 820 °C och den maximala austenitiseringstemperaturen 1200 °C, men austenitiseringen av ståldetaljen utförs företrädesvis vid en temperatur i storleksordningen 1050 – 1150 °C, företrädesvis vid 1100 °C. Interna försök indikerar att högre austenitiseringstemperaturer förskjuter hårdheten vid anlöpning mot högre temperaturer, dvs. toppen för sekundärhårdnande kommer att förskjutas mot högre temperaturer, vilket innebär att den önskade hårdheten kommer att uppnås vid en högre begynnelsestemperatur för anlöpningen. Materialet kommer på så sätt att få en förbättrad anlöpningsbeständighet och verktygens arbetstemperatur skulle kunna höjas.

35

Anlöpningen av den härdade ståldetaljen utförs företrädesvis minst två gånger med en hålltid om 2 timmar vid en temperatur mellan 550 och 680 °C. I den mest föredragna utföringsformen av stålkompositionen utförs anlöpningen vid en temperatur mellan 600 och 650 °C, företrädesvis mellan 625 och 650 °C.

5

Kvävehalter inom området 0.05 – 0.10 vikt-% kan erhållas genom att blanda in kvävet genom konventionella gjutningsförfaranden för att bilda en smälta, att gjuta smältan för att forma ett göt, samt att homogenisera götet genom värmebehandling. Kvävetillsatser kommer att generera stora primära vanadinrika M(C,N)-utfällningar, vilka i sin tur kommer att ge materialet ojämn hårdhet. De stora primära karbonitriderna kommer dock inte att uppträda om kvävehalten sänks och det sker en homogeniserande värmebehandling innan en efterföljande smidning.

10

I en variant av stålet kan man även tänka sig högre kvävehalter än vad som anges för den föredragna utföringsformen. I denna variant kan kväve uppgå till upp till 0.30 vikt-%. Konventionella gjutningsförfaranden är otillräckliga för att erhålla högre kvävehalter. Kvävet skulle i stället kunna blandas in genom att först framställa ett stålpulver med i huvudsak den önskade sammansättningen, förutom kvävet, att därefter nitrera detta pulver i fast tillstånd med kväveinnehållande fluid, t.ex. kvävgas, samt att därefter varmpressa pulvret isostatiskt vid en temperatur i storleksordningen 1150 °C och ett tryck i storleksordningen 76 MPa för att forma ett obearbetat metallstycke. Genom att tillverka verktygsstålet genom pulvermetallurgi undviks problemet med förekomst av stora primära karbider.

20

25

Metallstycket smids företrädesvis vid en temperatur i storleksordningen 1270 °C och mjukglödgas därefter vid en temperatur i storleksordningen 820 °C, följt av svalning med en hastighet om 10 °C per timme till en temperatur om 650 °C och därefter fri svalning i luft för att göra det färdigt för austenitisering.

30

Efter inblandningen av kvävet är ståldetaljens sammansättning (i vikt-%) lämpligen i huvudsak:

C	0.08–0.40, företrädesvis minst 0.20
N	0.015–0.30, företrädesvis 0.05 – 0.10
C + N	0.30 – 0.50, företrädesvis 0.36 – 0.44
Cr	1 – 4, företrädesvis max 3
Mo	1.5 – 3
V	0.8 – 1.3, företrädesvis 1.0 – 1.3
Mn	0.5–2
Si	0.2–0.5, företrädesvis 0.2 – 0.4
Ni	<3
Co	<4
Fe och oavsiktliga föroreningar	resten

- En sådan ståldetalj har en avsevärt förbättrad anlöpningsbeständighet som medger en längre livslängd hos detaljen i varmarbetsstillämpningar. Såsom redan angivet ovan är kvävehalten företrädesvis av storleksordningen 0.05 vikt-% och kromhalten är företrädesvis 1.5–1.7 vikt-%.

- Ett annat syfte med föreliggande uppfinning är att tillhandahålla ett varmarbetsstål med låg kromhalt som är lämpligt för tillverkning av en ståldetalj som har förhöjd anlöpningsbeständighet. Ståldetaljen enligt föreliggande uppfinning skall företrädesvis också uppfylla några av följande krav:

- god anlöpningsbeständighet,
- god högtemperaturhållfasthet,
- god värmeledningsförmåga,
- inte ha en oacceptabelt hög värmeutvidgningskoefficient.

Enligt föreliggande uppfinning uppnås detta syfte genom att varmarbetsstålet med låg kromhalt i huvudsak består av (i vikt-%):

C	0.08–0.40, företrädesvis minst 0.20
N	0.015–0.30, företrädesvis 0.05 – 0.10
C + N	0.30 – 0.50, företrädesvis 0.36 – 0.44
Cr	1 – 4, företrädesvis max 3
Mo	1.5 – 3
V	0.8 – 1.3, företrädesvis 1.0 – 1.3
Mn	0.5–2
Si	0.2–0.5, företrädesvis 0.2 – 0.4
Ni	<3
Co	<4
Fe och oavsiktliga föroreningar	resten

Kvävehalten i verktygsstålet är företrädesvis av storleksordningen 0.05 vikt-% och kromhalten är företrädesvis 1.5–1.7 vikt-%.

5 KORT BESKRIVNING AV RITNINGARNA

I det följande kommer uppfinningen att beskrivas mera detaljerat med hänvisning till föredragna utföringsformer och de bilagda ritningarna.

- 10 fig. 1 är ett diagram som visar hårdhet mot anlöpningstemperatur för ett exemplifierande varmarbetsstål med låg kromhalt enligt känd teknik som inte innehåller något kväve.
- 15 fig. 2 är ett diagram som visar hårdhet hos de tidigare kända stålen (halter i vikt-%) Cr 15, Mo 1, C 0.6 och Cr 15, Mo 1, C 0.29, N 0.35 vid olika anlöpningstemperaturer.
- fig. 3 är ett diagram som illustrerar effekten av låg kromhalt på stabiliteten hos M(C,N) i austenit.
- 20 Fig. 4 är ett diagram som visar molfraktionen av M_6C , M(C,N) och den kroppscentrerade kubiska (bcc) matrisen som en funktion av temperatur. (Resterande fas: austenitisk matris.)
- 25 Fig. 5 är ett diagram som visar mängden av M(C,N)-fas och metastabil M_2C som funktion av temperatur. (Resterande fas: ferrit.)

Fig. 6 är ett diagram som visar kurvor för hårdhet mot anlöpningstemperatur för försökslegeringarna N0.05, N0.10 och N0.30.

Fig. 7 är en SEM-bild med bakåtspridning som visar små olösta M(C,N)-utfällningar och en sfärisk blandoxid-sulfidpartikel i N0.05.

Fig. 8 är en SEM-bild med bakåtspridning som avslöjar olöst, primär M(C,N) vid förutvarande austenitkorngränser i legeringen N0.10.

Fig. 9 är en SEM-bild med bakåtspridning som visar primära partiklar i mjukglödgad N0.10.

Fig. 10 är en SEM-bild med bakåtspridning som avslöjar en jämn fördelning av olösta M(C,N)-partiklar i N0.30.

Fig. 11 är en SEM-bild med bakåtspridning som avslöjar några ansamlingar av olöst M(C,N) påträffade i N0.30.

SÄTT ATT UTÖVA UPPFINNINGEN

Varmarbeitsstål som är mediumlegerade med molybden och vanadin har god beständighet mot termisk utmattnings, mjukning och högttemperaturkrypning. En exemplifierande nominell kemisk sammansättning för ett sådant tidigare känt stål visas i Tabell 1 (vikt-%).

Tabell 1

C	Cr	Mo	V	Mn	Si	Fe
0.38	2.6	2.3	0.9	0.75	0.3	92.8

Det har föreslagits att stålet enligt Tabell 1 får sina högttemperaturregenskaper tack vare utfällningen av vanadinkarbider av nanometerstorlek under anlöpning. Dessa hårda karbider av MC-typ (2900 HV) ger ett sekundärhårdnande av materialet. Figur 1 visar en anlöpningskurva (hårdhet mot anlöpningstemperatur) för det exemplifierande verktygsstålet enligt känd teknik. Provstyckena austenitiserades vid 1030 °C och anlöptes därefter två gånger vid olika temperaturer: från 200 °C upp till 700 °C under en anlöpningstid om 2 + 2 timmar. Såsom det framgår finns det inom intervallet 500 till 650 °C en tydlig topp för sekundärhårdnande vid 550 °C. Senare forskning har också visat att det sker en markant utfällning av de metastabila molybdenrika M₂C i det exemplifierande verktygs-

stålet enligt känd teknik under anlöpning vid 625 °C, vilket bidrar till den sekundärhårdnande effekten.

- 5 Ett varmarbetsståls förmåga att bibehålla sin hårdhet vid en förhöjd temperatur under en längre tid, anlöpningsbeständigheten, kan normalt kopplas samman med anlöpningens begynnelsestemperatur– om materialet hålls vid en temperatur klart under anlöpningens begynnelsestemperatur kommer det inte att mjukna. Vid hålltemperaturer närmare eller över anlöpningens begynnelsestemperatur kommer mjukningen att bli mera uttalad.
- 10 Om toppen för sekundärhårdnande kunde förskjutas mot högre temperaturer skulle detta innebära att den önskade hårdheten (t.ex. 44–46 HRC) kunde uppnås vid en högre begynnelsestemperatur för anlöpningen. Materialet skulle på så sätt få en förbättrad anlöpningsbeständighet och verktygens arbetstemperatur skulle kunna höjas.
- 15 Tidigare forskning på stål med hög kromhalt antyder att det är möjligt att uppnå högre hårdhet under anlöpning när kväve tillsätts till stålet. Prover av Cr 15, Mo 1, C 0.6 och Cr 15, Mo 1, C 0.29, N 0.35 upplösningsbehandlades vid 1050 °C följt av vattenhärdning och kylning med flytande kväve och anlöptes därefter vid olika temperaturer under 2 timmar. Såsom framgår i fig. 2 blev den maximala hårdheten avsevärt högre när kväve tillsattes. Hårdheten hos martensiten är från början lägre för det kväveinnehållande stålet, men under anlöpning uppnår detta stål en högre hårdhet än stålet som inte innehåller något kväve.
- 20 Förklaringen till detta är att kvävet gör kromet jämnare fördelat i matrisen, på grund av ökad löslighet av krom i den austenitiska fasen. Efter härdning ärvde den martensitiska fasen det jämnt fördelade kromet från austeniten och under anlöpning sker en mycket finfördelad utfällning av kromnitrider och ger på så sätt en kraftigare härdningseffekt i materialet.
- 30 Ersättandet av en del av kolet med kväve används dessutom för att uppnå en högre hårdhet hos den martensitiska stålmatriken. Kvävetillsatsen ger initialt upphov till en större mängd resterande austenit. Denna austenit kan dock senare omvandlas till martensit genom kallbearbetning och det är möjligt att uppnå en hårdhet så hög som 68 HRC på detta sätt.

En låg kromhalt förefaller ha en positiv inverkan på anlöpningsbeständigheten. En jämförelse av två olika varmarbetsstål med 1.5 och 5.0 vikt-% krom visar att den lägre kromhalten fördröjer utfällningen av kromkarbider i mikrostrukturen till förmån för de termiskt stabilare vanadinrika MC. Återhämtningen går därför långsammare i materialet och anlöpningsbeständigheten blir bättre.

Studier gjorda på ett typiskt krypbeständigt stål med 9–12 vikt-% krom och som innehåller 0.06 vikt-% N indikerar dock att låga kromhalter stabiliserar MX (där X är C + N) dramatiskt, se Fig. 3. Om man skulle utföra austenitiseringen vid 1100 °C skulle alla M(C,N)-partiklarna vara lösta i stålet som innehåller 10 vikt-% krom. Om man skulle sänka kromhalten till 2.5 vikt-% (jämför det exemplifierande verktygsstålet med låg kromhalt i fig. 1) skulle stora mängder av M(C,N) fortfarande finnas närvarande i austeniten. Följden av en låg kromhalt förefaller vara att endast små mängder av interstitiella atomer kommer att lösas in i austeniten under austenitiseringsbehandling.

15

Enligt föreliggande uppfinning tillverkas en detalj av varmarbetsstål med låg kromhalt och som har förhöjd anlöpningsbeständighet genom att utföra följande processteg:

- a) inblandning av kväve i en varmarbetsstålkomposition med låg kromhalt, som har en kromhalt om högst 4 viktprocent, för att bilda en stålkomposition med en kvävehalt om 0.015 till 0.30 viktprocent,
- b) formning av en ståldetalj av stålkompositionen,
- c) austenitisering av ståldetaljen erhållen i steg step b) vid en temperatur om högst 1200 °C under en tid i storleksordningen en halvtimme, följt av härdning, samt
- d) anlöpning av den härdade ståldetaljen minst två gånger vid en temperatur mellan 500 och 700 °C under en tid i storleksordningen 2 timmar.

25

Med tanke på den vedertagna kunskapen inom det aktuella teknik området är dessa resultat överraskande, eftersom den förhärskande kunskapen är att sänkning av kromhalten kommer att resultera i en minskad härdbarhet och svårigheter med att lösa primära M(C,N)-partiklar.

30

I ett krypbeständigt stål med hög kromhalt, dvs. 9–12 vikt-%, är det möjligt att lösa vanadinkarbonitrider redan vid förhållandevis låga temperaturer, dvs. 1020–1050 °C. Om kromhalten är låg, lägre än cirka 4–5 vikt-%, kommer dock primära vanadinkarbonitrider att bildas i smältan och dessa är nästan omöjliga att lösa efteråt.

35

Uppfinnarna har funnit att när kvävehalten är inställd till cirka 0.015 till 0.30 vikt-% i ett stål med låg kromhalt kommer vanadinkarbonitrider att bildas, vilka delvis kommer att lösas under austenitiseringssteget och därefter fällas ut under anlöpningssteget som partiklar av nanometerstorlek. Partiklarna är av storleksordningen cirka 1 μm till cirka 10 μm . I vissa fall där kvävehalten är låg, typiskt 0.05 vikt-%, är partiklarnas medelstorlek mindre än 1 μm . Den termiska stabiliteten hos vanadinkarbonitrider är bättre än den hos vanadinkarbider och anlöpningsbeständigheten hos detaljen av varmarbetsstål med låg kromhalt kommer följaktligen att förbättras avsevärt. Genom att anlöpa minst två gånger kommer dessutom anlöpningskurvan (som visar hårdhet som en funktion av anlöpningstemperatur) att ha ett högre, sekundärt maximum.

I en föredragen utföringsform av stålet är kvävehalten företrädesvis av storleksordningen 0.05 viktprocent. Detta värde ger en bättre prestanda än högre värden. En kvävehalt i storleksordningen 0.05 viktprocent ger en högre potential för sekundärhårdnande under härdning än vad högre halter gör.

I den föredragna utföringsformen är kromhalten företrädesvis 1.5–1.7 viktprocent. En låg kromhalt fördröjer utfällningen av kromkarbider i mikrostrukturen till förmån för de termiskt stabilare vanadinrika karbonitriderna. Återhämtningen i materialet blir därför långsammare och anlöpningsbeständigheten blir bättre.

Austenitisering kan i princip genomföras vid en temperatur mellan mjukglödningstemperaturen 820 °C och den maximala austenitiseringstemperaturen 1200 °C. I en föredragen utföringsform, dvs. i en komposition med en kromhalt i storleksordningen 1.5 till 1.7 viktprocent, utförs austenitiseringsprocessen av ståldetaljen företrädesvis vid en temperatur i storleksordningen 1050 – 1150 °C, företrädesvis vid 1100 °C. Interna försök visar att högre austenitiseringstemperaturer förskjuter hårdheten vid anlöpning mot högre temperaturer, dvs. toppen för sekundärhårdnande kommer att förskjutas mot högre temperaturer, vilket innebär att den önskade hårdheten kommer att uppnås vid en högre begynnelse-temperatur för anlöpningen. Materialet kommer på så sätt att få en förbättrad anlöpningsbeständighet och verktygens arbetstemperatur kommer att höjas.

Anlöpningen av den härdade ståldetaljen genomförs företrädesvis minst två gånger med en hålltid om 2 timmar vid en temperatur mellan 550 och 680 °C. I den mest föredragna utföringsformen av stålkompositionen genomförs anlöpningen vid en temperatur mellan 600 och 650 °C, företrädesvis mellan 625 och 650 °C.

Kvävehalter inom området 0.05 – 0.10 viktprocent kan erhållas genom att blanda in kvävet genom konventionella gjutningsförfaranden för att bilda en smälta, att gjuta smältan för att forma ett göt, samt att homogenisera götet genom värmebehandling. Kvävetillsatser kommer att generera stora primära vanadinrika M(C,N)-utfällningar, vilka i sin tur kommer att ge materialet ojämn hårdhet. Stora primära karbonitrider kommer dock inte att uppträda om kvävehalten sänks och det sker en homogeniserande värmebehandling innan en efterföljande smidning.

I den föredragna utföringsformen av uppfinningen är kvävehalten företrädesvis av storleksordningen 0.05 vikt-%. Detta värde ger en bättre prestanda än högre värden. En kvävehalt i storleksordningen 0.05 vikt-% ger en högre potential för sekundärhårdnande under härdning än vad högre halter gör och ger därför stålet en hög hårdhet. En mängd av storleksordningen 0.10 vikt-% har dock visat sig ge en förskjutning av toppen för sekundärhårdnande mot något högre anlöpningstemperaturer, vilket är positivt. De genomförda försöken och modelleringsberäkningar indikerar dessutom att en ökad austenitiserings temperatur krävs i samband med ökade kvävehalter.

I en variant av stålet är även högre halter tänkbara än vad som anges för den föredragna utföringsformen. I denna variant kan kväve uppgå till upp till 0.30 vikt-%. Konventionella gjutningsförfaranden är otillräckliga för att erhålla högre kvävehalter. Då blandas kvävet i stället företrädesvis in genom att först framställa ett stålpulver med i huvudsak den önskade sammansättningen, förutom kvävet, att därefter nitrera detta pulver i fast tillstånd med kvävgas, samt att därefter varmpressa pulvret isostatiskt vid en temperatur i storleksordningen 1150 °C och ett tryck i storleksordningen 76 MPa för att forma ett metallstycke. Genom att tillverka verktygsstålet genom pulvermetallurgi undviks problemet med förekomst av primära karbider.

Metallstycket smids företrädesvis vid en temperatur i storleksordningen 1270 °C och mjukglödgas därefter vid en temperatur i storleksordningen 820 °C, följt av svalning med en hastighet om 10 °C per timme till en temperatur om 650 °C och därefter fri svalning i luft för att göra det färdigt för austenitisering.

Efter inblandningen av kvävet är ståldetaljens sammansättning (i vikt-%) lämpligen i huvudsak:

C	0.08–0.40, företrädesvis minst 0.20
N	0.015–0.30, företrädesvis 0.05 – 0.10
C + N	0.30 – 0.50, företrädesvis 0.36 – 0.44
Cr	1 – 4, företrädesvis max 3
Mo	1.5 – 3
V	0.8 - 1.3, företrädesvis 1.0 – 1.3
Mn	0.5–2
Si	0.2–0.5, företrädesvis 0.2 – 0.4
Ni	<3
Co	<4
Fe och oavsiktliga föroreningar	resten

- En sådan ståldetalj har en avsevärt förbättrad anlöpningsbeständighet som medger en längre livslängd hos detaljen i varmarbetsstillämpningar. Såsom redan angivet ovan är kvävehalten företrädesvis av storleksordningen 0.05 vikt-% och kromhalten är företrädesvis 1.5–1.7 vikt-%.

Ett annat syfte med föreliggande uppfinning är att tillhandahålla ett varmarbetsstål med låg kromhalt som är lämpligt för tillverkning av en ståldetalj som har förhöjd anlöpningsbeständighet.

10

Enligt föreliggande uppfinning uppnås detta syfte genom att varmarbetsstålet med låg kromhalt i huvudsak består av (i vikt-%):

C	0.08–0.40, företrädesvis minst 0.20
N	0.015–0.30, företrädesvis 0.05 – 0.10
C + N	0.30 – 0.50, företrädesvis 0.36 – 0.44
Cr	1 – 4, företrädesvis max 3
Mo	1.5 – 3
V	0.8 - 1.3, företrädesvis 1.0 – 1.3
Mn	0.5–2
Si	0.2–0.5, företrädesvis 0.2 – 0.4
Ni	<3
Co	<4
Fe och oavsiktliga föroreningar	resten

Kvävehalten i verktygsstålet är företrädesvis av storleksordningen 0.05 vikt-% och kromhalten är företrädesvis 1.5–1.7 vikt-%.

EXEMPEL 1

- 5 I Tabell 2 nedan visas de kemiska sammansättningarna i viktprocent för tre olika legeringar: N0.05, N0.10 och N0.30. N0.05 betecknar ett material med en kvävehalt om 0.05 vikt-% och så vidare. Observera att dessa är de faktiska sammansättningarna hos de tre försöksmetallstyckena.
- 10 Målsättningen var att hålla nivån av alla legeringselement förutom kol och kväve konstant. Jämfört med det vanliga varmarbetsstålet med låg kromhalt i Tabell 1 minskades även kromet något. Det blev en liten minskning av molybdenhalt och en ökning av manganhalt. För kol och kväve var målsättningen att ha en konstant summa om cirka 0.40 vikt-% av dessa element och detta uppnåddes förhållandevis väl.
- 15

Tabell 2

Material	C	N	Cr	Mo	V	Mn	Si	Fe
N0.05	0.38	0.05	1.70	2.77	1.20	1.09	0.30	92.5
N0.10	0.27	0.10	1.53	2.32	1.20	1.85	0.26	92.5
N0.30	0.08	0.32	1.51	2.20	1.20	1.88	0.29	92.5

- Anlöpningssteget berör i huvudsak metastabila faser och tidigare forskning med elektronmikroskopi har visat att dessa existerar i vanligt varmarbetsstål med låg kromhalt vid anlöpningstemperaturintervaller, dvs. 400 till 700 °C. Dessa karbidfaser är i huvudsak vanadinrik MC (FCC) och molybdenrik M₂C (HCP). En viss mängd av kromrik M₇C₃ har också påträffats i det vanliga varmarbetsstålet med låg kromhalt.
- 20

- De efterföljande beräkningarna gjordes för att avgöra huruvida dessa kväveinnehållande legeringar var möjliga att härda eller inte, dvs. om tillräckligt med legeringselement skulle kunna lösas in i den austenitiska matrisen vid austenitiseringstemperaturen, så att martensit skulle bildas under härdning. Det intressanta temperaturområdet låg således mellan mjukglödningstemperaturen 820 °C och den inställda, maximala i praktiken användbara, austenitiseringstemperaturen 1200 °C.
- 25

- 30 Resultaten från dessa jämviktsberäkningar visas i fig. 4. Här visas molfraktionen av M₆C, M(C,N) och den kroppscentrerade kubiska matrisen som en funktion av temperatur. Den resterande fasen är austenit. De heldragna kurvorna representerar N0.05, de

streckade kurvorna representerar N0.10 och de prickade kurvorna representerar N0.30. Observera den höga halten av M(C,N) i N0.30-legeringen ända upp till 1200 °C. Såsom förväntat är den rymdcentrerade kubiska fasen instabil över 850 °C. Det är intressant att se att jämviktskurvans lutning, som representerar mängden av M(C,N), minskar när

5 kvävehalten ökar. Detta innebär att det är svårare att lösa M(C,N) i N0.30 jämfört med N0.05. Det är således förväntat att mängden av kol, kväve och vanadin skulle vara lägre i N0.30-matrisen efter austenitisering vid 1100 °C än i N0.05-matrisen.

Eftersom den molybdenrika M_6C -fasen bara löser kol och inget kväve lider den av den

10 lägre kolhalten i N0.10 och N0.30, följaktligen minskar mängden av M_6C med minskande kolhalt. Det bör också noteras att all M_6C är löst vid de austenitiserings temperaturer som användes.

Beräkningarna som utfördes inom anlöpningstemperaturområdet gjordes enbart för att

15 uppskatta potentialen för sekundär utfällning i N0.05, N0.10 och N0.30. De hittade jämvikterna kan i bästa fall visa vilka faser som skulle finnas närvarande i materialet efter en tillräckligt lång tid. Tidigare forskning har visat att det i praktiken sker en viss självanlöpning i det vanliga varmarbetsstålet med låg kromhalt. Detta innebär att M_3C (cementit) kommer att fällas ut efter austenitiseringsprocessen.

20 Resultatet från beräkningarna inom anlöpningstemperaturområdet visas i fig. 5. De hel-dragna kurvorna representerar N0.05, de streckade kurvorna representerar N0.10 och de prickade kurvorna representerar N0.30. Sekundärhårdnande äger normalt rum mellan 500 och 650 °C och inom detta temperaturintervall är det inte någon stor skillnad mellan

25 N0.05 och N0.10 när det gäller mängden av M(C,N). N0.30 har däremot en hög och nästan konstant mängd av M(C,N), troligen på grund av de höga vanadin- och kvävehalterna.

Den högre kolhalten i N0.05 genererar mera M_2C -fas vid jämvikt med matrisen jämfört

30 med N0.10. I N0.30 finns det mycket mindre M_2C .

Baserat på de föregående beräkningarna borde det vara möjligt att uppskatta potentialen för sekundär utfällning i dessa legeringar efter austenitisering vid en viss temperatur. Denna potential beror på skillnaden i mängd av M(C,N)-fas och M_2C -fas mellan den

35 metastabila jämvikten vid anlöpningstemperaturen och jämvikten vid austenitiserings-temperaturen. I Tabell 3 presenteras dessa skillnader som potentialen för sekundär utfällning för de tre olika legeringarna. Värdena anges i molprocent.

Tabell 3

	Faser, molprocent		
Legering N0.05	M(C,N)	M ₂ C	Totalt
Anlöpning, 625 °C	2.1	2.8	
Austenitisering, 1100 °C	1.1	0.0	
Utfällningspotential	1.0	2.8	3.8
Legering N0.10			
Anlöpning, 625 °C	1.8	2.3	
Austenitisering, 1100 °C	1.2	0.0	
Utfällningspotential	0.6	2.3	2.9
Legering N0.30			
Anlöpning, 625 °C	2.6	1.2	
Austenitisering, 1100 °C	2.4	0.0	
Utfällningspotential	0.2	1.2	1.4

- Resultaten som visas i Tabell 3 indikerar att N0.05 skulle ha det bästa härdningssvaret på grund av den låga mängden av M(C,N)-fas som finns närvarande vid 1100 °C, dvs. en stor mängd av legeringselement kan lösas i den austenitiska matrisen. Detta indikerar också att N0.05 har den bästa potentialen för ett bra sekundärhårdnande under anlöpning vid 625 °C.

10 EXEMPEL 2

- De två legeringarna N0.05 och N0.10 göts på konventionellt sätt i form av små göt om 50 kg. N0.10 var det första försöket och det gjordes ingen homogeniseringsbehandling på detta göt innan smidningsprocessen. I det andra försöket, N0.05, använde man sig av en homogeniseringsbehandling vid 1300°C under 15 timmar före smidning. Den tredje legeringen N0.30 hade alltför hög kvävehalt för att framställas genom konventionell gjutning. Denna legering tillverkades därför med användning av pulvermetallurgi. Först framställdes stålpulvret och därefter nitrerades detta pulver i fast tillstånd med trycksatt N₂-gas. Pulvret varmpressades därefter isostatiskt (HIP) vid 1150 °C med trycket 76 MPa.

20

Alla tre metallstyckena smiddes vid 1270 °C och därefter skars provstyckena ut med dimensionerna: 15x15x8 mm. Provstyckena värmebehandlades först genom mjukglödning vid 820 °C, där sekvensen för svalning efter glödning är 10 °C per timme till

650 °C och därefter fri svalning i luft. Efter mjukglödning austenitiserades N0.05 vid 1100 °C under 30 minuter. För att kompensera för den sämre potentialen för utfällning austenitiserades N0.10 vid 1150 °C under 30 minuter och N0.30 austenitiserades vid 1200 °C under 30 minuter. Nio provstycken av var och en av de tre legeringarna anlöptes vid följande temperaturer: 450, 525, 550, 575, 600, 625, 650, 675 och 700 °C. Upphettningstiden var två timmar och det var en dubbelanlöpning, dvs. den totala anlöpningstiden var fyra timmar. Efter värmebehandling mättes hårdheten hos provstyckena. Svepelektronmikroskopi (SEM) utfördes för att ytterligare undersöka morfologin, fördelningen och storleken hos de olösta partiklarna i provstyckena. SEM-instrumentet som användes var ett FEI Quanta 600 F.

Hårdhetsmätningar

Resultaten från hårdhetsmätningarna visas i fig. 6. Såsom det framgår hade alla tre legeringarna ett maximum för sekundärhårdnande inom temperaturintervallet 500 till 650 °C. All anlöpning utfördes under 2 + 2 timmar. N0.05 hade den högsta hårdheten (53HRC) i härdat skick, medan N0.10 och N0.30 hade något lägre hårdhet. Alla tre legeringarna betraktas dock som härdbara. Hårdhetskurvan för N0.05 är väldigt lik den för det vanliga varmarbetsstålet med låg kromhalt, med ett maximum om cirka 54 HRC såsom visas i fig. 1.

Toppen för sekundärhårdnande hos N0.10 verkar vara något förskjuten mot en högre temperatur med maximivärde för hårdhet vid 600 °C. För både N0.05 och N0.30 låg maximivärdet för hårdhet vid 550 °C.

Svepelektronmikroskopi

De olösta M(C,N)-partiklarna i den på konventionellt sätt gjutna N0.05, legeringen med den lägsta kvävehalten, har en medelstorlek som är mindre än 1 µm. Detta är jämförbart med ordinära olösta karbider i stål. En annan fas som lätt påträffas i N0.05 är blandningen av aluminiumoxid och mangansulfid, se fig. 7 som är en SEM-bild (med bakåtspridning) som visar små olösta M(C,N)-utfällningar **2** och en sfärisk blandoxid-sulfidpartikel **1** i N0.05. Provstycket hade austenitiserats vid 1100 °C under 30 min och anlöpts vid 625 °C under 2 + 2 timmar.

Anledningen till de många icke-metalliska inneslutningarna i N0.05 (och N0.10) är att alla försöksgöt framställdes och göts i öppen atmosfär.

Den vanligaste storleken hos M(C,N)-partiklarna i N0.10 ligger mellan 5 och 10 μm som ekvivalent diameter (ECD) efter austenitisering vid 1150 °C under 30 minuter och anlöpning vid 625 °C under 2 + 2 timmar. Större, primära karbider **3** (utfällda i smältan) påträffas frekvent vid förutvarande austenitkorngränser, se fig. 8, som är en SEM-bild med bakåtspridning som avslöjar olösta, primära M(C,N) vid förutvarande austenitkorngränser i legeringen N0.10. Provstycket hade austenitiserats vid 1150 °C under 30 min och anlöpts vid 625 °C under 2 + 2 timmar.

Fig. 9 är en detaljerad SEM-mikrografi av primära M(C,N)-partiklar **4** i N0.10. De upptäcktes automatiskt i SEM med användning av mjukvaran INCA Feature från Oxford Instruments. Deras skarpa kanter indikerade att de hade fällts ut ur smältan. De vita områdena i bilden är molybdenrika M_6C -partiklar **5**. Observera att provstycket i detta fall var mjukglödgad N0.10.

I den pulvermetallurgiskt tillverkade N0.30 hade de olösta M(C,N)-partiklarna **6** en storleksfördelning (ECD) mellan 1 och 5 μm , med den vanligaste storleken 2 μm . Partiklarna var således små även om kvävehalten var hög. Partiklarna var homogent fördelade i mikrostrukturen, se fig. 10. Såsom visas i fig. 11 påträffades dock några ansamlingar **7** av M(C,N).

20

Den kemiska sammansättningen hos de olösta partiklarna hos M(C,N)-fasen i alla tre legeringarna mättes med energidispersiv spektroskopi (EDS) och resultatet presenteras i Tabell 4, som visar den kemiska sammansättningen hos M(C,N)-partiklarna i legeringarna N0.05, N0.10 och N0.30. Värdena anges i atomprocent. Observera att även om noggrannheten hos EDS inte är så hög när det gäller lätta element som kol och kväve, så kan man se att återstoden av kol och kväve i M(C,N)-fasen är som kan förväntas baserat på de nominella sammansättningarna. De $\pm$ -värden som anges i tabellen är de som ges i INCA-mjukvaran (Oxford Instruments). En del av det registrerade järnet kommer troligen från den omgivande matrisen, i synnerhet för legeringen N0.05.

30

Tabell 4

Legering	C	N	V	Fe	Cr	Mo
N0.05	39.4 $\pm$ 0.34	-	15.4 $\pm$ 0.14	42.1 $\pm$ 0.29	1.18 $\pm$ 0.08	-
N0.10	26.4 $\pm$ 0.28	27.6 $\pm$ 0.42	32.4 $\pm$ 0.33	11.0 $\pm$ 0.17	1.3 $\pm$ 0.10	1.0 $\pm$ 0.12
N0.30	12.1 $\pm$ 0.24	41.9 $\pm$ 0.32	21.4 $\pm$ 0.2	21.5 $\pm$ 0.5	2.1 $\pm$ 0.09	0.38 $\pm$ 0.1

INDUSTRIELL ANVÄNDBARHET

Processen och varmarbetsstålet med låg kromhalt enligt föreliggande uppfinning kan användas där det är önskvärt att få varmarbetsstål som kan användas vid förhöjda temperaturer under en längre tidsperiod.