

論 文

UDC 669.14.018.25 : 621.785.78 : 669.15-194.56 : 539.4.015

オーステナイト系熱間工具鋼の析出強化におよぼす
マトリクス成分の影響高田 寿*・波戸 浩*²・関 勇一*²
辻 克己*³・河原 茂*³The Effect of Matrix Component on the Precipitation Strengthening
of Austenitic Hot Work Die SteelsHisashi TAKADA, Hiroshi HATO, Yuichi SEKI
Katsumi TSUJI, and Shigeru KAWAHARA

Synopsis :

An attempt has been made to survey the effect of Ni, Cr and Mn in the matrix on the precipitation strengthening of austenitic hot work die steels containing 0.5% C and 2% V. The materials tested are a Fe-Cr-Ni austenitic steel with 15% Cr and 15% Ni and two kinds of Fe-Cr-Ni-Mn austenitic steels in which some of Ni is replaced by 13% and 25% Mn respectively. Cr is decreased with the increase of Mn in order to suppress the precipitation of σ -phase.

The maximum hardness of Fe-Cr-Ni-Mn steels are much higher than that of Fe-Cr-Ni steel, while the maximum hardness decreases slightly when Mn increases from 13% to 25%.

The hardness in the early aging stage rises more rapidly with the increase of Mn content. This is probably attributed to the difference of the amount of C and V in matrix when solution treated and the difference of the coherency between the matrix and VC carbide which precipitates during aging. The elongation and reduction in area of aged steels decrease markedly with the increase of Mn content, because the fracture occurs on the grain boundary. But, it is possible to improve them by hot rolling at about 1200°C before aging without the decrease of the strength.

1. 緒 言

近年の熱間型鍛造や熱間押出技術の進歩に伴って、工具材料に要求される性質も非常に高度なものになってきている。たとえば、Cu や Cu 合金の押し出しにおいては、ピレットが約 800°C 以上に加熱されるため、従来の SKD 61 や H 19 などのマルテンサイト系の熱間工具鋼では使用中の軟化が著しく、寿命はきわめて短い。したがって、このような高温押出用工具材料として、オーステナイト系の耐熱鋼やさらには超合金などにも検討されつつあるが¹⁾²⁾、これらの材料は工具材料としてみた場合、常温での静的強度が不十分なものが多く、また経済性の面からもその使用分野はかなり制約され

る。

一方オーステナイト鋼の析出強化に関しては以前より主に耐熱鋼^{3)~9)}や非磁性鋼^{10)~13)}を対象にかなり検討が行われている。それらを大別すると、Fe-Cr-Ni 系のオーステナイト鋼に関するもの^{3)~8)10)}と Ni の一部を Mn で置換した Fe-Cr-Ni-Mn 系に関するもの^{9)11)~14)}に分けることができるが、いずれも強化元素に着目して行われたものが多く、マトリクスとの関連において析出強化挙動を検討した例はあまりみあたらない。

本報告では、オーステナイト系熱間工具鋼の開発を目的として、まず V 炭化物によるオーステナイト鋼の析出強化におよぼす Ni, Cr および Mn のマトリクス構成元素の影響について検討を行った。

昭和 55 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 8 月 20 日受付 (Received Aug. 20, 1980)

* (株)神戸製鋼所中央研究所 工博 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd.)

*² (株)神戸製鋼所中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakino-hama-cho Chuo-ku Kobe 651)

*³ 日本高周波鋼業(株) (Nippon Koshuha Steel Co., Ltd.)

Table 1. Chemical composition of steels. (wt%)

	C	Si	S	P	Mn	Cr	Ni	V	Fe
S 1	0.53	0.13	0.025	0.005	0.12	14.75	15.46	2.05	bal.
S 2	0.55	0.14	0.011	0.003	12.78	9.90	8.23	2.12	bal.
S 3	0.56	0.21	0.007	0.006	24.74	5.42	1.99	2.08	bal.

2. 実験方法

供試材には、強化元素として約 0.5% の C および約 2% の V を含有する 3 種類のオーステナイト鋼を用いた。その化学成分を Table 1 に示す。S 1 は、15% の Cr および Ni を含む Fe-Cr-Ni 系のオーステナイト鋼であり、S 2 および S 3 は、Ni の一部を Mn で置換した Fe-Cr-Ni-Mn 系のオーステナイト鋼である。なお σ 相の生成を抑制するために KRAINER の状態図¹⁵⁾に従って Cr 含有量を Mn 増量に応じてそれぞれ約 10% および 5% に減少させている。

いずれも高周波誘導炉により 50 kg 鋼塊を大気溶製し、1200°C で 8 h の均熱化処理を行ったあと 15 mm あるいは 50 mm 角材に鍛伸した。その後の熱処理方法を模式的に Fig. 1 に示す。

時効硬さの測定は、1150°C~1250°C で 1 h の溶体化を行ったあと 700°C で 1 h~120 h の時効を施したもののについて行った。

引張試験は、上記溶体化後、700°C で 7 h の時効を施したもののについて常温および 600°C~1000°C にて行った。また S 2 については時効前熱間加工の影響を検討するために、Fig. 1(b) に示されるように各温度での溶体化直後にそれぞれの温度で 25% あるいは 50% の熱間圧延を行い、ただちに水冷し、さらに 700°C で 7 h の時効を施したもののについても引張試験を行った。その際、熱間圧延は 1 パスで行い、冷却速度を等しくするために 25% 圧延には厚さ 33 mm の素材を、また 50% 圧

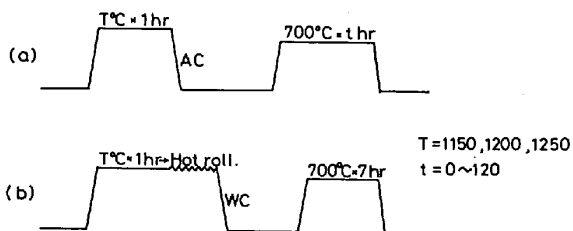


Fig. 1. The methods of heat treatment.
(a) : ordinary solution treatment and aging.
(b) : hot rolling before aging.

延には厚さ 50 mm の素材を用い、圧延後の厚さがほぼ等しくなるようにした。

また各鋼種の溶体化時の V および C のマトリクス中への固溶量を推定するために、10% アセチルアセトン-1% テトラメチルアンモニウムクロライド-メタノール溶液を電解液とし、陽極電位 -100 mV の定電位法による電解抽出試験を行い¹⁶⁾、その抽出残渣を X 線ディフラクトメーターによつて同定するとともに、けい光 X 線分析により残渣中の合金元素量を求め、各元素の未固溶量を推定した。

組織観察は、上記溶体化材および時効材より適宜選出、光学顕微鏡および透過型電子顕微鏡を用いて行い、また走査型電子顕微鏡による引張破断材の破面観察も行った。

格子定数の測定は、ディフラクトメーターにより Fe K_{α} , K_{β} 線を用いて行い、標準試料には NaCl 粉末を用いた。

3. 実験結果

3.1 時効硬さの変化

S 1 を 1150°C~1250°C で 1 h の溶体化後、700°C で 120 h までの時効を行ったときの硬さの変化を Fig. 2 に示す。

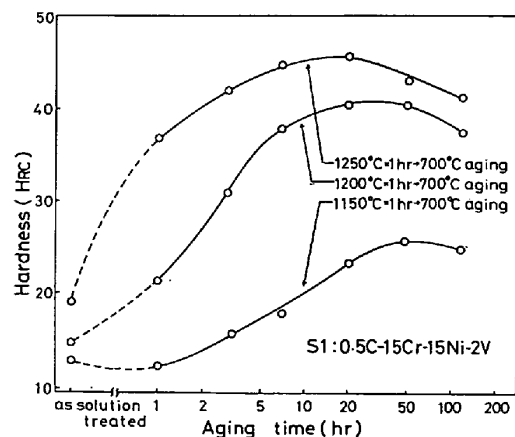


Fig. 2. Effect of aging time on the hardness of S1.

溶体化状態での硬さは HRC 13~20 程度であるが、1200°C および 1250°C 溶体化材においては 20 h まで、また 1150°C 溶体化材においては 50 h までの時効によつて時間とともに硬さは上昇する。本鋼種の場合、後述する S2 や S3 に比べて溶体化温度の影響を比較的顕著に受け、1250°C 溶体化材の最高硬さが約 HRC 42 であるのに対し、1150°C 溶体化材では時効硬化しにくく最高で約 HRC 22 である。またいずれもさらに長時間の時効を施すことにより硬さは徐々に低下する傾向が認められる。

一方 Fe-Cr-Ni-Mn 系のオーステナイト鋼である S2 の時効硬さの変化を Fig. 3 に示すが、最高硬さは S1 に比較してかなり短時間側の約 7 h の時効によつて得られ、その大きさも HRC 48~42 とかなり高い値を示している。またさらに長時間の時効を施してもほとんど軟化は認められない。

Fig. 4 は、さらに Ni を Mn で置換した S3 の時効

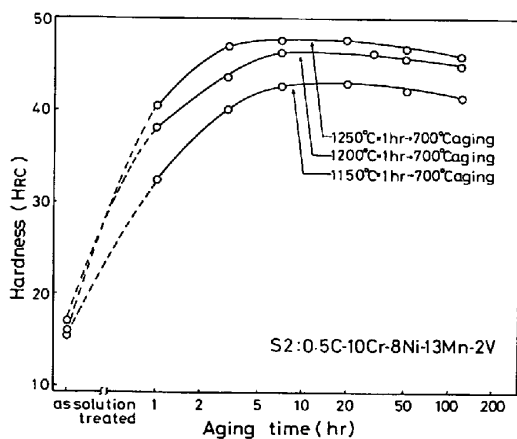


Fig. 3. Effect of aging time on the hardness of S2.

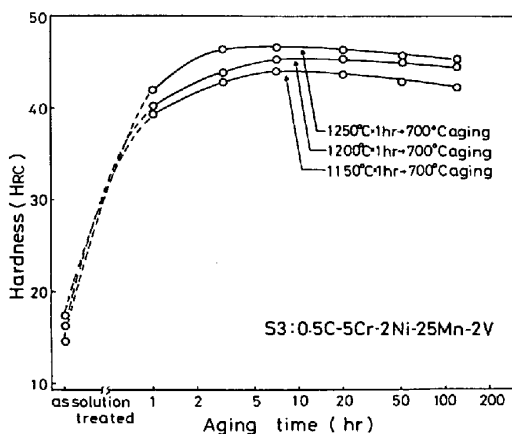


Fig. 4. Effect of aging time on the hardness of S3.

硬さの変化を示したものである。全体に S2 とほぼ同様の傾向を示しているが、時効初期の硬さの立ち上がり若干早くなる傾向が認められる。一方最高硬さは 1150°C 溶体化材の場合、約 HRC 44 であり S2 よりも高い値を示すが、1200°C および 1250°C 溶体化材の場合には、いずれも HRC 1~2 程度低くなっている。

3.2 残留炭化物および V, C の固溶量

Table 2 に各鋼種の 1150°C~1200°C×1 h の溶体化状態における電解抽出残渣を X線回折によつて同定した結果を示す。いずれの条件においても VC 炭化物が認められるが、Cr 含有量の多い S1 においては 1150°C および 1200°C 溶体化状態で M_7C_3 炭化物が認められる。なおけい光 X線分析によると、この M_7C_3 炭化物は Cr および Fe を主体とする (Cr, Fe) $_7C_3$ 炭化物であることがわかった。

次にこの電解抽出残渣をけい光 X線分析することによつてマトリクス中に固溶している V および C 量を推定した。その結果を Fig. 5 に示す。なおその際、V の固溶量はけい光 X線分析によつて求めた未固溶 V 量を母材分析値より差し引くことによつて推定した。一方 C の固溶量はマトリクス中に固溶していた C がアモルファス状に

Table 2. Identified carbides in extracted residue of solution treated steels.

Steel	1150°C×1 h	1200°C×1 h	1250°C×1 h
S1	VC M_7C_3	VC M_7C_3	VC
S2	VC	VC	VC
S3	VC	VC	VC

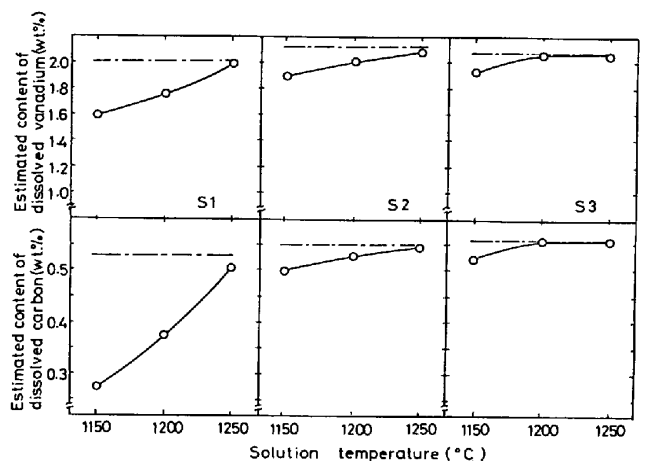


Fig. 5. Effect of solution temperature on dissolved carbon and vanadium contents. (--- : total carbon or vanadium content in steels.)

抽出残渣中に混入している可能性が考えられるため、残留炭化物がすべて VC および $(Cr, Fe)_7C_3$ 炭化物であるとして化学量論的に計算した未固溶 C 量を母材分析値より差し引くことによつて推定した。いずれの鋼種も溶体化温度の上昇に伴つて V および C の固溶量は増加するが、特に M_7C_3 炭化物が認められる S1 の C 固溶量においてその傾向が著しい。また V および C の固溶量はいずれの温度においても $S3 > S2 > S1$ の順に多くなる傾向がある。

3.3 組織観察結果

Photo. 1 に各鋼種 $1200^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ の溶体化状態の光学顕微鏡観察結果を示す。S1 は腐食による粒界の現出が著しくかなりの炭化物が粒界に残っているものと思われる。また S2 および S3 は S1 に比べて結晶粒が著

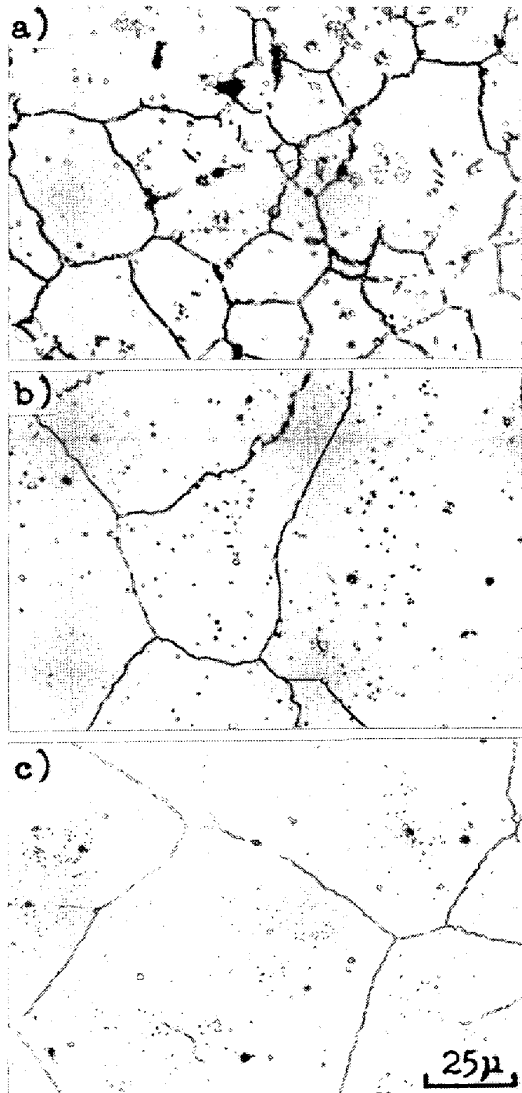


Photo. 1. Optical micrographs of steels solution treated at 1200°C .
(a) : S1, (b) : S2, (c) : S3

しく粗大化している。

Photo. 2 は、 $1200^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ の溶体化後さらに 700°C で 7 h の時効を加えたものの透過型電子顕微鏡組織を示したものである。いずれの鋼種においてもほぼマトリクス全面にきわめて微細な VC 炭化物の析出が認められるが、S2 においてはマトリクス以外に溶体化時から存在する双晶欠陥上にも無数の析出が認められる。また (d), (e), (f) に示されるようにマトリクスと炭化物との整合性のために炭化物周辺にひずみ場が観察される。

3.4 引張性質

各鋼種に $1200^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ の溶体化および $700^\circ\text{C} \times 7\text{h}$ の時効を施し、常温および $600^\circ\text{C} \sim 1000^\circ\text{C}$ における引張性質を検討した。その結果を Fig. 6 に示す。常温および $800^\circ\text{C} \sim 1000^\circ\text{C}$ の温度域において S1 鋼の引張強さは他の 2 鋼より若干低い傾向にあるが、いずれも 800°C において約 60 kgf/mm^2 の引張強さを有している。従来のマルテンサイト系の熱間工具鋼の 800°C における引張強さは約 20 kgf/mm^2 程度であるから¹⁷⁾、本鋼種らの場合いずれもマルテンサイト系に比べて良好な熱間強度を有しているということがいえる。一方常温から 700°C 付近の温度域において温度の上昇に伴つて絞りは低下するが、特に常温で比較的良好な値を示している S1 においてその傾向が著しい。

Fig. 7 は、 $700^\circ\text{C} \times 7\text{h}$ 時効材の常温引張性質におよぼす溶体化温度の影響を示したものである。S1 の場

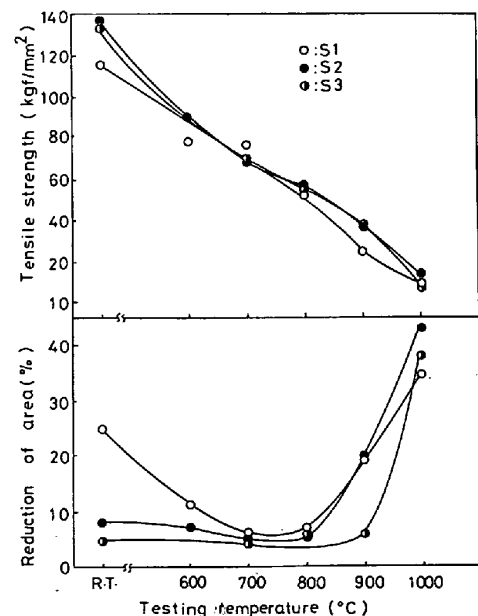


Fig. 6. Tensile properties of steels at elevated temperatures. (aged at 700°C for 7 hours after 1200°C solution treatment.)

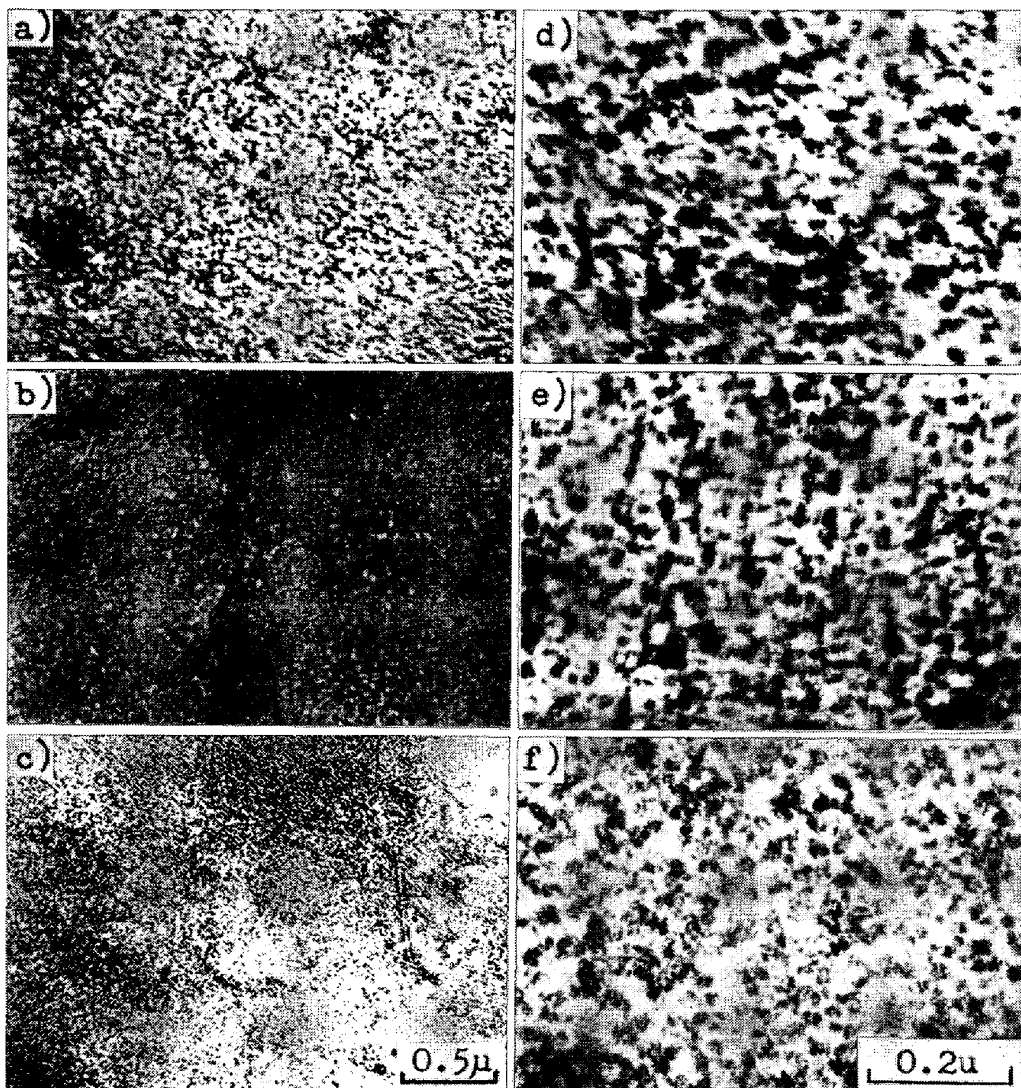


Photo. 2. Transmission electron micrographs of steels aged at 700°C for 7 hours after solution treated at 1200°C. (a), (d) : S1, (b), (e) : S2, (c), (f) : S3

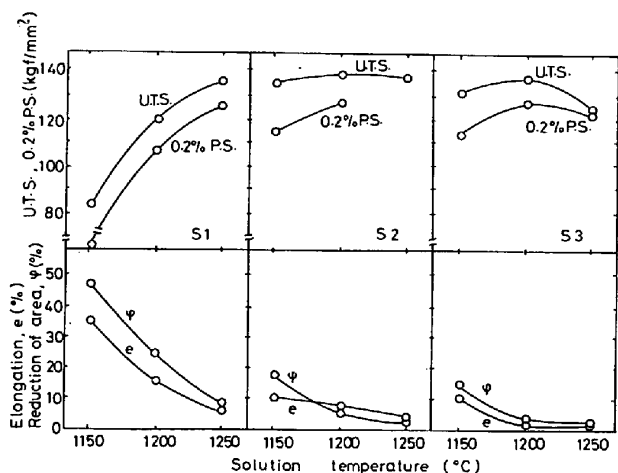
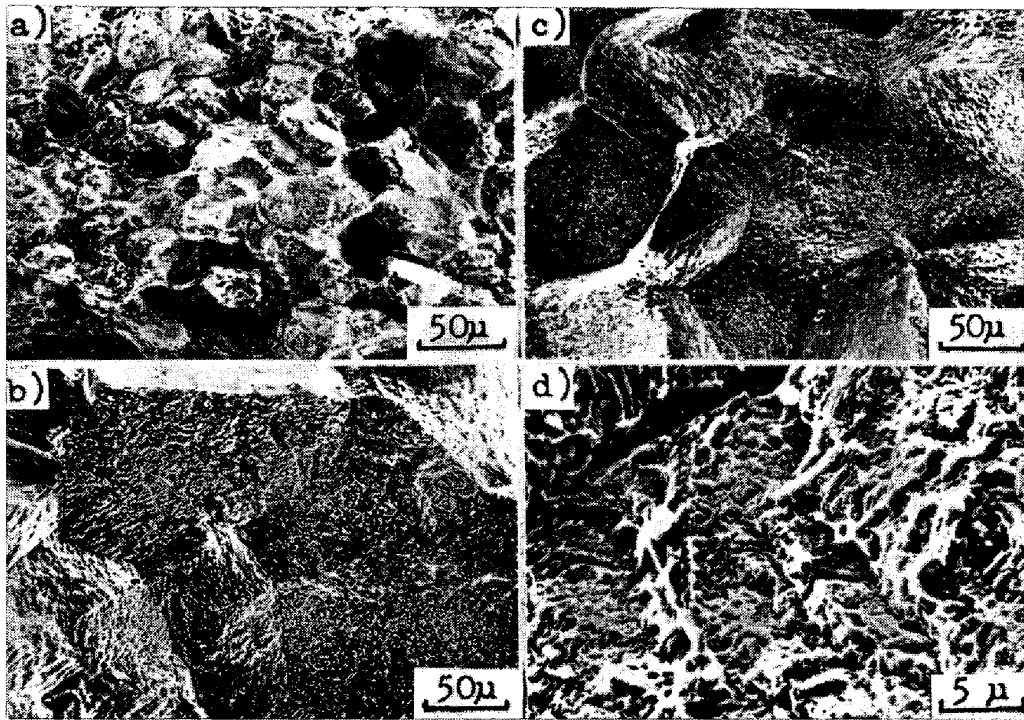


Fig. 7. Effect of solution temperature on tensile properties at room temperature. (aged at 700°C for 7 hours after solution treatment.)

合、引張強さおよび0.2%耐力は時効硬さと同様の傾向を示し溶体化温度の上昇に伴って単調に増加する。一方S2の引張強さは溶体化温度の影響をほとんど受けず、ほぼ一定の値(135~140 kgf/mm²)を示している。またS3においては溶体化温度が1200°Cから1250°Cに上昇することによってむしろ強度は低下している。

一方伸び絞りも、溶体化温度の上昇に伴っていずれも低下する傾向にある。

Photo. 3は、溶体化温度が1200°Cの場合の引張破断材の破面観察結果を示したものであるが、比較的強度レベルの低いS1においては粒内および粒界の混合破断様式を示しているのに対し、強度レベルが高く伸び絞りの低いS2およびS3においてはほぼ完全な粒界破断となっている。また(d)に示されるように粒界上にはきわめて微細なディンプルが無数に観察される。



(a) : S1 $\sigma_B=119.3 \text{ kg/mm}^2$ $\psi=24.4 \%$
 (b), (d) : S2 $\sigma_B=138.5 \text{ kg/mm}^2$ $\psi=4.7 \%$
 (c) : S3 $\sigma_B=137.7 \text{ kg/mm}^2$ $\psi=3.5 \%$

Photo. 3. Scanning electron micrographs of fracture surface of tensile specimens aged at 700°C for 7 hours after solution treated at 1200°C.

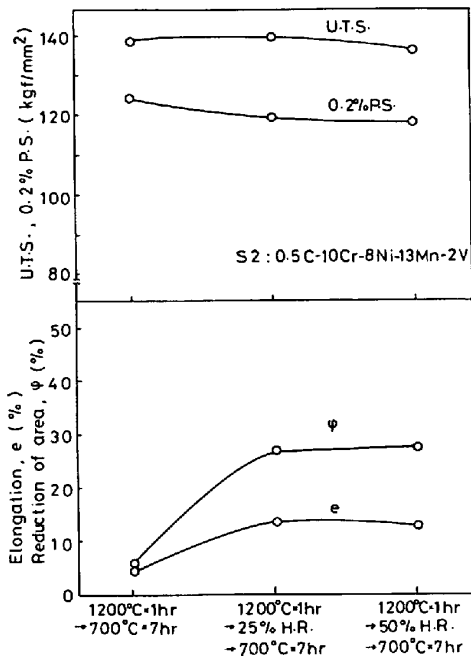


Fig. 8. Effect of rolling rate on tensile properties of S2.

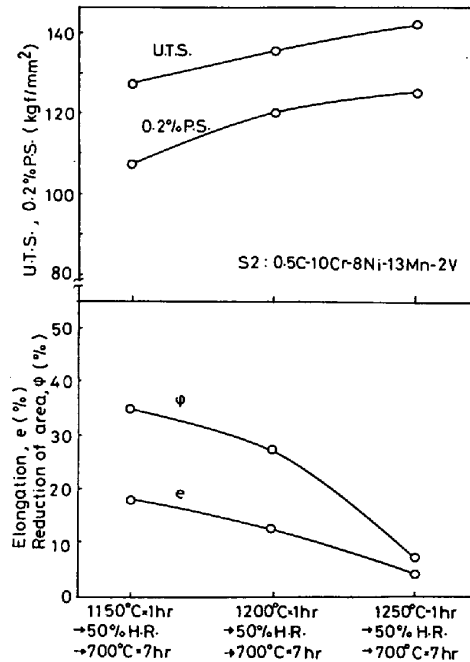


Fig. 9. Effect of rolling temperature on tensile properties of S2.

3.5 引張性質におよぼす時効前熱間加工の影響

前述のように Ni を Mn で置換した S2, S3 は良好な引張強さを有しているながら粒界破断のために延性靱性が

がきわめて低い。そこで靱性の改善を目的に S2 を供試材として Fig. 1(b) に示した時効前熱間加工を行い、延性靱性におよぼす影響について検討した。

Fig. 8 に 1200°C 加工の場合の引張性質におよぼす加工率の影響を示す。なおこれらの値はその後 700°C×7h の時効を加えたものについて得られたものである。0.2% 耐力は時効前熱間加工を加えることによつて若干低下するが、引張強さはほとんど変化しない。一方絞りは 25% 以上の加工を与えることによつて数%程度から 30% 近くにまで上昇し、また伸びの改善も顕著である。

Fig. 9 は、加工温度の影響を示したものである。前述の Fig. 7 と比較してみると、加工温度が低くなるほど延性靱性改善の効果が大きい、一方強度は低下する傾向にあり、特に 1150°C 加工の場合では加工しないものに比べて低い値を示している。

また Photo. 4 に 1200°C で 50% の時効前熱間加工を施した場合の光学顕微鏡組織を示すが、ほぼ完全に再結晶が起こつており、Photo. 1 に示した未加工のものと比較して結晶粒が著しく微細化している。

また Photo. 5 に示すように時効前熱間加工を施すことによつてその引張破断材の破面も粒界破面以外にディンプルを含む粒内延性破面が認められるようになる。

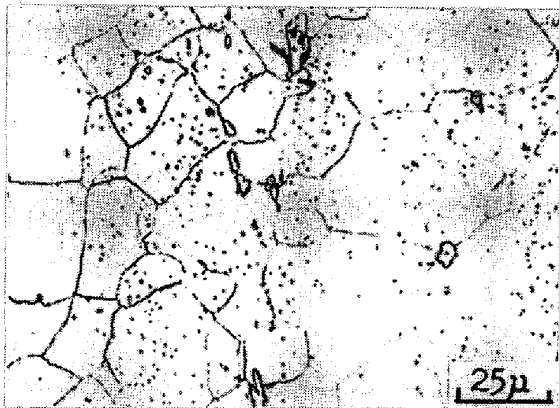


Photo. 4. Optical micrograph of S2 hot rolled 50% at 1200°C.

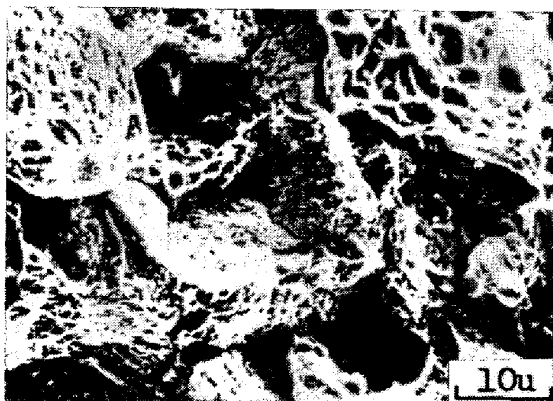


Photo. 5. Scanning electron micrograph of fracture surface of S2 hot rolled 50% at 1200°C and aged at 700°C for 7 hours.

4. 考 察

4.1 時効硬化性におよぼすマトリクス成分の影響

オーステナイト鋼中の V 炭化物の析出挙動に関しては、行方ら^{11)~14)}や SILCOCK¹⁸⁾, IRANI ら¹⁹⁾によつて詳細に検討されており、その優れた時効硬化性は VC 炭化物とマトリクスとの整合性に基づく内部微視歪みの増加と高い剪断抵抗を有する VC 炭化物の微細分散による分散強化によるものであることが報告されている。本研究における各鋼種の時効硬化がこれら VC 炭化物の析出によるものであることは明らかであるが、一方 Fig. 2~Fig. 4 に示したように鋼種によつてその時効硬化挙動には顕著な違いが認められる。すなわち Ni を Mn で置換しかつ Cr 含有量を低下させることによつて時効初期の硬さの立ち上がりが早くなり、また最高硬さも上昇するが、一方置換量が多すぎると最高硬さは若干低下する傾向を示す。このような違いの要因としては VC 炭化物の析出サイトや析出量、あるいはマトリクスとの整合性の違いなどが一般に考えられる。

ところで、時効硬化の最も大きい S2 においてはマトリクス以外に双晶欠陥上の析出も認められるが、これら双晶欠陥上の析出はマトリクス中の析出に比べて周囲のマトリクスとの整合度が小さく、またその成長も容易であるため、少くともより優れた時効硬化性を与える要因とは考えにくい。したがつて、本鋼種らの時効硬化挙動の相違は前述した他の 2 要因、すなわち VC 炭化物の析出量およびマトリクスとの整合性に起因するものと考えるのが妥当であろう。

時効中の VC 炭化物の析出量は、700°C での C および V の固溶量が非常に少ないため、ほぼ溶体化時にマトリクス中に固溶している C および V 量によつて決定されるものと思われるが、鋼種によつてそれら溶体化時の固溶量には明らかな違いが認められる。すなわち Fe-Cr-Ni 系の S1 よりも Fe-Cr-Ni-Mn 系の S2 あるいは S3 の方が溶体化時の C および V の固溶が容易であり、このために明らかに最高硬さが増加したものと考えられる。マトリクス中への溶質原子の固溶量はよく知られて

Table 3. Lattice parameter of steels.

Steel	Heat treatment	Lattice parameter
S1	1250°C×1h	3.594 Å
S2	1200°C×1h	3.609 Å
S3	1150°C×1h	3.612 Å

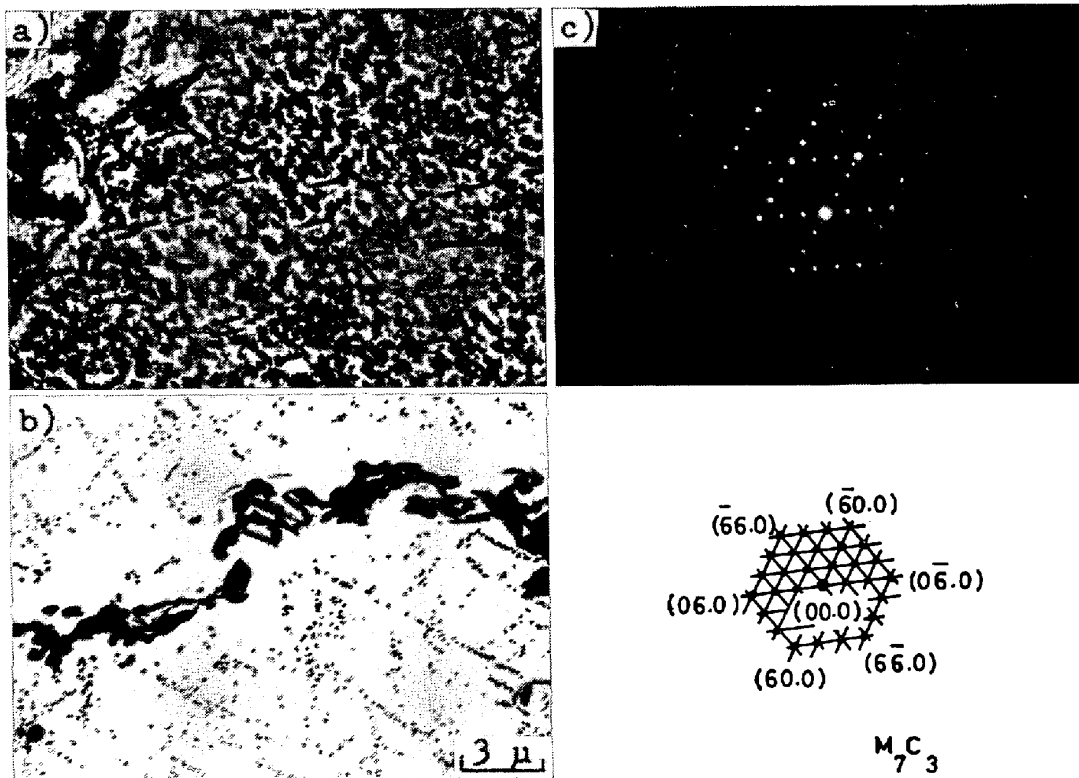
いるように寸法効果が大きな比重を占めているが、次にこの点を確認するために各鋼種ともほぼ等量のCおよびVを固溶する条件で溶体化を施したのについて格子定数の測定を行った。その結果を Table 3 に示すが、明らかに Ni を Mn で置換することによつて格子定数は大きくなる傾向にある。なおオーステナイト鋼の格子定数におよぼす Ni, Cr, Mn の個々の影響に関しては、R. VASUDEVAN ら²⁰⁾や K. J. IRVINE ら²¹⁾の報告があり、いずれも Mn の影響が大きく Mn 含有量の増加に伴つて格子定数は大きくなることが述べられている。すなわちVの原子半径 (1.32Å) は各鋼種の平均の原子半径 (1.27~1.28Å) よりも大きいわけであるから、侵入型元素である C と同様格子定数の大きい Fe-Cr-Ni-Mn 系の鋼種の方が Fe-Cr-Ni 系の鋼種に比べてそれらの固溶量が多くなつたものと考えられる。

一方 S1 の 1250°C の溶体化材と S2 の 1200°C あるいは S3 の 1150°C 溶体化材の時効硬さを比較した場合、いずれもほぼ等量のCおよびVを固溶しているにもかかわらず最高硬さに達する時間は S2 および S3 の方が S1 に比べてかなり短い。また S2 と S3 の 1200°C および 1250°C 溶体化材の時効硬さを比べてみて

も、CおよびVの固溶量の多い S3 の方が S2 よりもむしろ最高硬さが低くなつている。これらの現象は単に固溶量の違いからだけでは説明がつかないが、他の要因としてCおよびVの拡散の難易に基づく析出速度の違いおよび VC 炭化物とマトリクスとの整合性を考えることによつて理解できる。すなわち格子定数の大きい鋼種ほど時効中のCあるいはVの拡散が容易であり、VC 炭化物の析出が早く進行するが、一方その成長も早いいためマトリクスとの整合性が時効の比較的早い時点で消滅してしまうものと考えられる。

4.2 過時効軟化現象

本鋼種らの時効硬さ曲線を比較した場合、時効硬化挙動のみではなく、さらに過時効軟化についても鋼種間の違いが顕著に認められる。すなわち Fe-Cr-Ni-Mn 系の S2 や S3 においては、700°C 時効の場合長時間時効を施してもほとんど軟化しないのに対し、Fe-Cr-Ni 系の S1 においては、いずれの温度で溶体化を行ったものについても最高硬さに達した直後から過時効軟化現象が明瞭に認められる。Photo. 6 は、S1 および S2 を 1200°C で 1 h の溶体化後 700°C で 120 h の時効を施したときのカーボン抽出レプリカによる組織を示したも



(a) : micro structure of S1.
 (b) : micro structure of S2.
 (c) : electron diffraction pattern of precipitates of S1.

Photo. 6 Micro structures of S1 and S2 solution treated at 1200°C and aged at 700°C for 120 hours. (carbon extraction replicas)

のである。過時効軟化をほとんど示さない S2 においては、双晶欠陥上に析出したと思われる VC 炭化物が約 0.1μ 程度に成長しているが、マトリクス中の VC にはほとんど粗大化は認められない。それに対し、S1 においては粒界部近傍に 1μ 程度の粒状あるいは針状の析出物が著しく密集している。なお電子線回折結果よりこれらの析出物は M_7C_3 炭化物であることがわかった。すなわち、Fe-Cr-Ni 系の S1 は S2 や S3 に比べて Cr 含有量が多く、したがって時効に伴って VC 炭化物以外に M_7C_3 炭化物が主に粒界から粒内部にかけて析出したものと思われる。BAKER らは、Fe-0.2C-2.7Mo-0.7V 鋼において焼もどし後期に VC 炭化物とマトリクスとの界面に M_6C 炭化物が析出し硬さが減少することを報告しており²²⁾、また Ni 基超合金についても長時間時効によつて MC 型の炭化物が $M_{23}C_6$ やあるいは M_6C などへ遷移していくことが報告されている²³⁾。本研究における M_7C_3 炭化物の析出機構についての詳細は不明であるが、これらの密集域に VC 炭化物がほとんど認められないことから、時効初期に析出した VC 炭化物を核生成サイトとし、それからしだいに遷移した可能性も十分考えられる。しかもこれらの M_7C_3 炭化物はマトリクスと非整合に析出し、容易に粗大化してしまうため VC 炭化物に比べて強化作用はかなり小さく、その析出および成長に伴って S1 に軟化が生じたものと思われる。

4.3 引張破断特性

オーステナイト鋼の場合、フェライト鋼などのようにへき開破壊は起こらず、その引張性質は結晶粒内の強さと粒界の強さとのバランスによつて決定される。すなわち粒内強さが粒界強さに比べてかなり低い場合、破断は粒内で延性的に生じるが、一方粒内を強化することによつて粒内強さが粒界強さよりも高くなると粒界で脆性的な破断が起こり、伸び絞りは急激に劣化する。特に析出硬化型合金においては、結晶粒界への優先的な析出による粒界の脆弱化により、他の強化法によつて粒内を強化した場合よりも粒界破断が起こりやすくなることが報告されている¹⁴⁾。

本研究においても Fig. 7 に示したように各鋼種の引張性質は、マトリクス成分の影響を顕著に受けているが、その挙動は時効硬さの挙動とは若干異なっている。すなわち比較的強度レベルの低い S1 においては溶体化温度が上昇し硬さが増加することによつて引張強さおよび 0.2% 耐力はともに単調に上昇する。しかしながら S2 や S3 においてみられるように、引張強さが約 135 kgf/mm^2 程度に達すると破断は粒界で起こり伸び絞りは著しく劣化し、それ以上に硬さを増加させても引張強

さはほとんど変化しないばかりかむしろ低下する傾向さえ示す。このことはこのような強度レベルにおいては粒界強さによつて引張破断強さが決定されており、それ以上に粒内を強化しても引張強さの向上は望めないことを意味している。C や V の固容量を増加させるために溶体化温度を上げることによつて確かに硬さは上昇し、耐摩耗性を向上させるという点では有利であるが、一方結晶粒の粗大化を招いたり、また粒界析出を促進させる結果となり、引張強さや延性靱性の面では必ずしも好ましいことはいえない。

4.4 時効前熱間加工による伸び絞りの改善

オーステナイト鋼を比較的容易に強化する方法として析出強化は従来よりよく用いられているが、一方前述のように粒界に析出物が優先析出するために延性靱性が著しく劣化するという欠点がある。

行方は、析出硬化型オーステナイト鋼を再結晶温度より若干高い温度において熱間圧延しただちに水冷することによつて再結晶を防止し、結晶粒内に優先析出サイトを残すことによつて粒界優先析出が抑制できることを報告している¹⁴⁾。しかしながら本鋼種らの再結晶温度は、光学顕微鏡観察によると、30% 冷間圧延の場合約 1100°C 付近にあり、厚肉品に対して炭化物を十分に固溶させかつ再結晶を内部まで完全に抑制することは非常に難しい。

本研究結果によると、最も良好な強度および伸び絞りのバランスを示すのは 1200°C での加工の場合であるが、この温度で加工した場合、加工温度が高くまた圧延寸法が大きいと、前述したようにほぼ完全に加工中あるいは冷却中に再結晶が起こってしまう。またその後 700°C で 7 h の時効を施したものを組織観察した結果、Photo. 7 に示されるように粒界上に炭化物が顕著

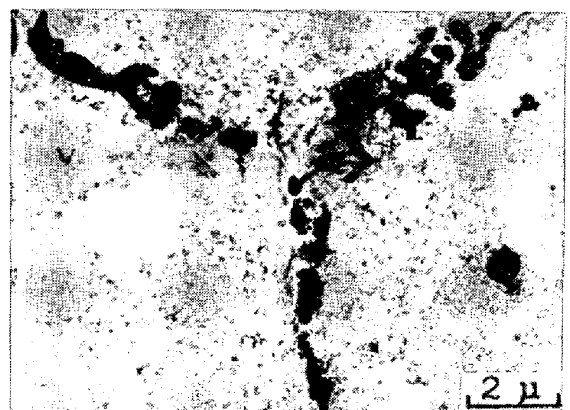


Photo. 7. Micro structure of S2 hot rolled 50% at 1200°C and aged at 700°C for 7 hours. (carbon extraction replica)

に認められ、特に時効前熱間加工によつて粒界優先析出が抑制されている様子は認められない。時効前熱間加工を施すことによつて得られる組織上の最も大きな特徴は、再結晶による結晶粒の微細化である。すなわち本鋼種らの時効による脆化は結晶粒の粗大化によつてかなり助長されており、時効前熱間加工を施したものでは結晶粒の微細化によつて粒界部の応力集中が軽減し、伸び絞りが向上したものと思われる。時効前熱間加工により動的あるいは静的に再結晶を起こさせ結晶粒の微細化をはかることと、むしろ再結晶を抑制し粒内優先析出を防ぐことは現象的にみて互いに相反するものであり、いずれが靱性の改善法として有利であるかという問題は、その用途や鋼種によつて変わるため一概には決められないが、理想的に言えば両者を組み合わせるのが最も望ましい。この点に関しては、今後さらに成分的な面をも含めて検討する必要がある。

5. 結 言

オーステナイト系熱間工具鋼の開発を目的として、VC炭化物による析出強化におよぼすNi, Cr, Mn量の影響について検討したところ以下のことがわかつた。

1) 時効硬さ曲線を比較した場合、Fe-Cr-Ni系のオーステナイト鋼よりもNiの一部をMnで置換したFe-Cr-Ni-Mn系のオーステナイト鋼の方が、時効初期の硬さの立ち上がりが早く、また最高硬さも大きい。これはNiをMnで置換することにより溶体化時のCおよびVの固溶量が増加し、VC炭化物の析出量が増加するとともに、時効中の拡散が容易となるためその析出が早く進行することによるものと思われる。

2) 一方Mnの置換量が多すぎると最高硬さは若干低下するが、これは時効により析出したVC炭化物の成長が早くなるため、マトリクスとの整合性が時効の比較的早い時点で消滅してしまうことによるものと思われる。

3) 長時間時効を施した場合、Fe-Cr-Ni系のオーステナイト鋼においては明瞭な過時効軟化が認められるが、一方Fe-Cr-Ni-Mn系においてはほとんど軟化は認められない。

4) 比較的強度レベルの低いFe-Cr-Ni系のオーステナイト鋼においては、溶体化温度の上昇に伴つて引張強さは単調に増加する。一方強度レベルの高いFe-Cr-Ni-Mn系のオーステナイト鋼においては、粒界破断のため

引張強さは溶体化温度が上昇し硬さが増加してもほぼ一定かあるいはむしろ低下する傾向を示す。

5) 伸び絞りは、溶体化温度の上昇に伴つていずれも低下するが、粒界破断が生じると著しく劣化する。しかしながら時効前に1200°C付近で熱間加工を施しただちに水冷することによつて結晶粒が微細化し、伸び絞りはかなり改善される。

文 献

- 1) E. J. LANE: Metal Prog., April (1970), p. 68
- 2) E. HABERLING: Stahl u. Eisen, 98 (1978) 9, p. 456
- 3) L. K. SINGHAL and J. W. MARTIN: JISI, 205 (1967), p. 947
- 4) B. R. CLARK and F. B. PICKERING: JISI 205 (1967), p. 70
- 5) 山本 優, 小林光征, 宮川大海, 藤代 大: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 239
- 6) 田中良平, 篠田隆之, 石井友之: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1623
- 7) 山田武海, 藤田利夫: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 71
- 8) 山田武海, 藤田利夫: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 1519
- 9) 依田連平, 吉田平太郎, 小池喜三郎: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 1152
- 10) 山中直道, 日下邦男, 外岡 耀: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 871
- 11) 遠藤 信, 行方二郎: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 490
- 12) 遠藤 信, 行方二郎: 日本金属学会誌, 30 (1966), p. 734
- 13) 今井勇之進, 行方二郎: 日本金属学会誌, 33 (1969), p. 1030
- 14) 行方二郎: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 272
- 15) H. KRAINER: Arch. Eisenhüttenw., 28 (1957), p. 81
- 16) 日本鉄鋼協会鉄鋼分析部会, 鋼中非金属介在物分析分科会: 鋼中炭化物の抽出分離定量法について, (1975)
- 17) 檜垣 達: 日本金属学会報, 4 (1965), p. 331
- 18) T. M. SILCOCK: Acta Met., 14 (1966), p. 687
- 19) J. J. IRANI and R. T. WEINER: JISI, 203 (1965), p. 913
- 20) R. VASUDEVAN and A. MAJDIC: Arch. Eisenhüttenw., 34 (1963), p. 845
- 21) K. J. IRVINE, P. T. LLEWELLYN and P. B. PICKERING: JISI, 199 (1961), p. 153
- 22) R. G. BAKER and J. NUTTING: Iron Steel Inst. Spec. Rep., 64 (1959), p. 1
- 23) H. E. COLLINS: Trans. ASM, 62 (1969), p. 82