

Fig. 5. Relation between factor of hardening and atomic radius of alloying element.

用は定性的に原子半径の差に比例すると云えるから、U の過飽和固溶による格子歪が主原因と推察しえる。

なおこの点に関してはU合金のMs点および急冷材の格子常数の測定の結果を併せて考察する。

3.2 過飽和フェライトの焼戻軟化抵抗

いろいろの温度から焼入れしたU合金を焼戻した際の機械的性質および組織を調べた。オーステナイトから急冷して硬化した0.27 wt%以上のM系合金では600°Cの焼戻までは軟化抵抗を示し、それ以上になると急激に軟化する。

一方L系合金のうち焼入硬化したUL-4で600°Cに明りような二次硬化を認めた。次にインストロン試験機を用いて圧縮法により求めた0.2%歪における降伏強さの焼戻による変化は硬さの傾向と類似しており、L系合金では約600~800°C範囲、M系合金では500~800°Cの範囲で減少する。またUL-4以外の合金にはほぼ500°C附近に降伏強さの増加が認められた。一方UL-4合金には先の硬さの場合と同様に600°Cにいちじるしい増加がある。焼戻組織を調べた結果400°C焼戻までは析出物を認めなかったが、それ以上になると析出を生じ、温度の上昇とともにしだいに凝集する。UL-4合金のようにマルテンサイト状組織の場合にはさらに600°C以上で再結晶を生じる。Fe-U状態図からもわかるように過飽和に固溶したフェライトからはFe₂Uの析出が考えられるが、X線回折の結果でも析出相がFe₂Uであることを認めた。また不純物元素を相当含んでいるL系合金では丁度いちじるしい二次硬化を生ずる焼戻温度、約600°CでFe₂Uの他にUCと思われる回折線も認めた。

4. 総 括

1) Uの添加による過飽和フェライトの硬化作用は他の置換型元素と較べてきわめて大きく、これはUのいちじるしく大きい原子半径に主に起因すると考えられる。

2) 焼入れしたU合金は焼戻によりFe₂Uが析出して軟化抵抗を増すが、さらに少量の炭素を含む合金では

UCも析出して二次硬化し一層軟化抵抗を増す。

文 献

- 1) 今井, 増本, 佐々木: 日本学術振興会第122委, ウラン鋼特別研究会資料 No. 49 (1963)
- 2) M. GENSAMER: Trans. Amer. Soc. Metals, 32 (1944), p. 88

(200) Ni-Al 時効硬化鋼におよぼす熱処理の影響

金属材料技術研究所

○金尾正雄・青木孝夫

Effect of Heat Treatment on Ni-Al Age Hardening Steels.

Masao KANAO and Takao AOKI.

1. 緒 言

時効硬化を利用した低合金鋼の開発はようやく始まったばかりであり、実用鋼の数も少ないが、そのすぐれた性能の一端は明らかにされつつある。しかしなお硬化機構や成分の影響についても未知の領域が多い。著者らは時効硬化型低合金鋼の開発を目指し、前報¹⁾においてまずNi, Al量の影響について報告した。今回は、時効特性を明らかにし熱処理に関する基礎資料を得るための一助として、単純な合金を用い、硬度および基質の格子常数の測定を主として、2, 3の熱処理の影響について検討した。

2. 供試材および実験方法

再電解鉄, 電解Ni, 高純度AlおよびFe-C母合金を原料として、高周波真空誘導炉で約6kgのFe-5%Ni-2%Al合金およびFe-5%Ni-2%Al-0.2%C合金を溶製した。インゴットを10mmφ丸棒に圧延して供試材とした。Table 1に化学成分を示す。

各種熱処理の影響を調べるために、10mmφ×約6mmの試験片をソルトバス中で所定の温度と時間に保持し、すべて水冷したのち、硬度と一部の試料については基質の格子常数および組織観察を行なった。硬度は30kg荷重によるピッカース硬さの測定を行ない、格子常数の測定はX線ディフラクトメーターでフィルターを通さないFe X線を使用して行なった。背面反射範囲に生じた(211)K_β, (211)K_α, (220)K_β, (220)K_αおよび(310)K_βの5本の回折線からそれぞれ格子常数を算出し、sin²θに対してプロットしてθ=90°に直線的に外挿することにより5桁まで求めた。

3. 実験結果および考察

3.1 オーステナイト化温度の影響

No. 1, No. 2の試料を900°C~1,100°Cの各温度に

Table 1. Chemical composition of alloys (%).

System	Alloy No.	C	Ni	Al	ΣN
Fe-Ni-Al	1	0.004	5.03	1.91	0.0016
Fe-Ni-Al-C	2	0.18	4.97	1.91	0.0008

1 hr 保持したのち水冷した。C 0.2% を含む No. 2 の 900°C から焼入れた試料には微量のフェライトが残っていたが、950°C 以上から焼入れた試料はすべてマル

テンサイトであつた。焼入温度の影響は、焼入硬度にもまたこれらを 680°C × 2 hr 焼もどしたあとの硬度にも認められなかつた。

C を殆んど含まない No. 1 の試料の焼入硬度は焼入温度の上昇とともに高くなつた。これは焼入前のオーステナイト量の増加によるものと考えられる。これらを 680°C × 2hr 焼もどすと焼入温度の影響はみられなくなつた。ROSENHEIM 氏溶液で腐食すると²⁾、900°C と 950°C から水冷した組織は 2 相にわかれ、BRADLEY の状態図³⁾によつても焼入温度ではオーステナイトとフェライトが共存しているものと考えられる。1,000°C 以上では単相であり、3.2 項以下の実験では焼入温度はすべて 1,000°C とした。

各温度から焼入れた試料および焼入れたのち 680°C × 2hr 焼もどした試料を 520°C ~ 620°C で 10 hr 時効した。硬度試験の結果を Fig. 1 に示す。試料 No. 2 では、焼入れ後直接時効した試料は 520°C ~ 550°C で硬度は最高となり、この温度までは焼入温度の影響はみられなかつた。しかし過時効の領域である 580°C 以上では焼入温度の影響が現われ、焼入温度が高いほど軟化傾向は少なかつた。焼入れ後焼もどしを行なつた試料は 550°C 時効で最高を示し、また直接時効した場合と同じく 580°C 以上で焼入温度の影響が現われた。また焼もどし処理により軟化の傾向は少なくなるようである。No. 1 の試料についてもほぼ同様の結果がみられた。

3.2 焼もどし条件の影響

時効硬化鋼を構造用鋼として考える場合、炭化物の存在状態を調整して靱性を改善したり加工を容易にする目的で、時効前に変態点以下の比較的高温で焼もどしすることが考えられる。また本鋼種は他の時効硬化鋼と異なり、時効の再現性などの特異な挙動を示すと言われて⁴⁾るので、特に広範囲に焼もどし条件を変えてその影響を調べた。その際 No. 1 と No. 2 の試料の時効硬化量がほぼ等しく、C の影響は比較的少ないと思つたので、本実験では炭化物の影響を除くために No. 1 の試料を用いた。

1,000°C × 1hr 保持後水冷した試料を 580°C ~ 710°C に 200 hr までいろいろの時間焼もどして、硬度および基質であるフェライトの格子常数を測定した。またこの焼もどし処理した試料を 520°C × 10 hr 時効したのち、同様の測定を行なつた。Fig. 2 に硬度測定結果を、Fig. 3 に基質の格子常数測定結果を示す。なお 650°C、680°C、710°C は殆んど同じ挙動を示したので、580°C と 680°C の焼もどしの結果のみを示した。

焼もどし温度が 580°C の場合は、短時間加熱でかなり硬度が上昇し、その後保持時間が長くなるにしたがつて軟化が生じた。そしてこれらの各時間焼もどした試料を時効すると、長時間保持した試料はほとんど時効硬化しなかつた。一方 Fig. 3 に示すように基質の格子常数は 2hr まで減少を示し、それ以上では変化しなかつた。析出相の組成や量について

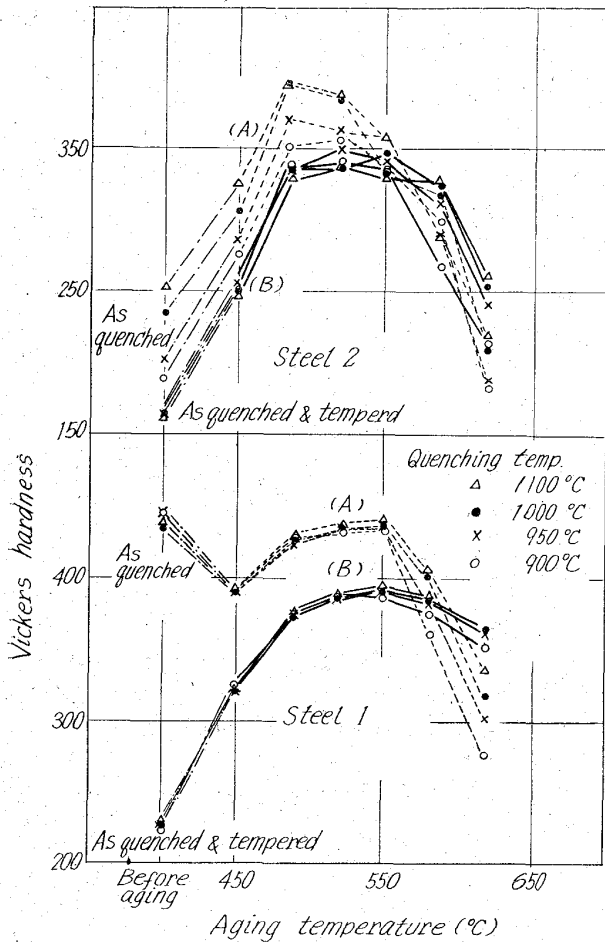


Fig. 1. Effect of quenching and aging temperature on aged hardness for 10 hr after quenching (A) and tempering (B).

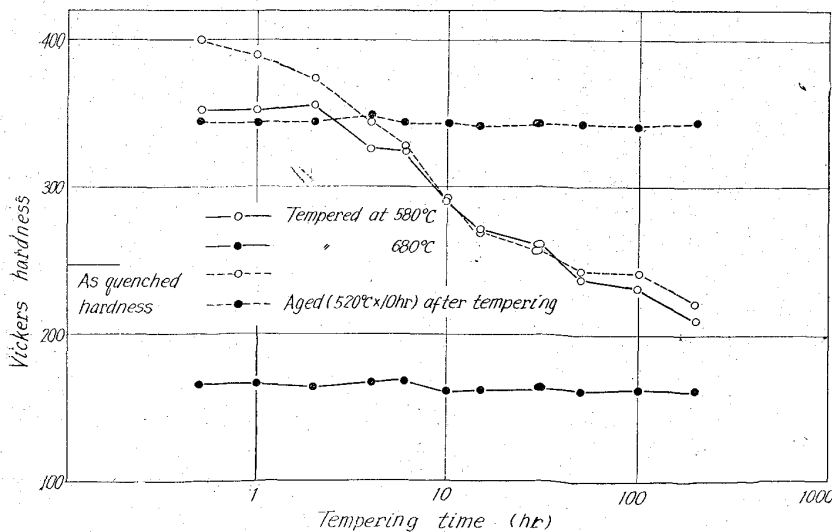


Fig. 2. Effect of tempering time and temperature on tempered and aged hardness.

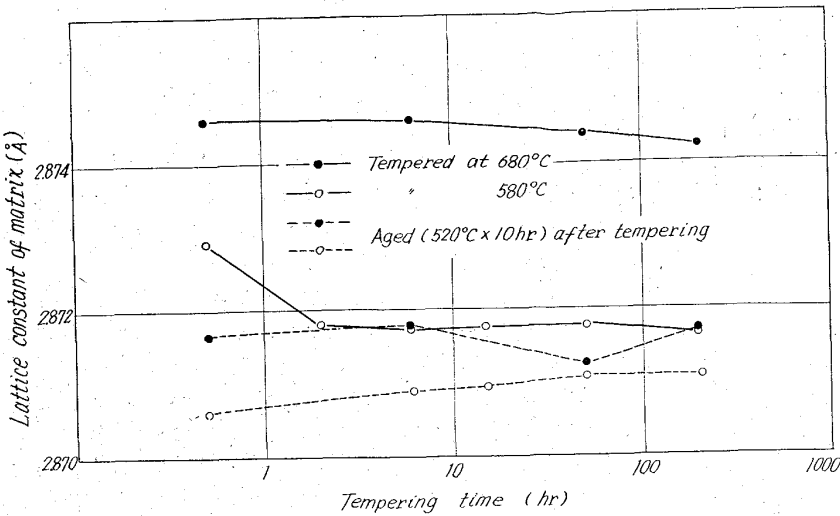


Fig. 3. Effect of tempering time and temperature on lattice constant of matrix.

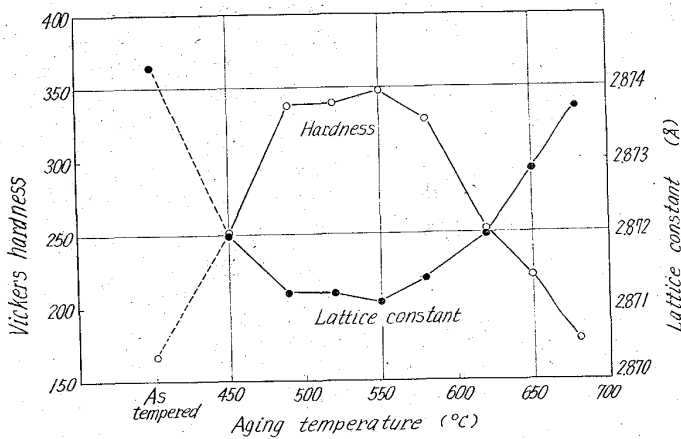


Fig. 4. Relationship between hardness and lattice constant of matrix as a function of aging temperature.

定量的に追求することに成功していないので、基質の格子常数の変化により間接的に析出を推測せざるを得ないが、格子常数の減少が Ni と Al の関係する化合物の析出によるものと考えれば、本合金は 580°C では 2hr 以内で析出硬化し、長時間加熱により次第に凝集して軟化するものと思われる。

焼もどし温度が 650°C 以上の場合は、保持時間の差による焼もどし硬度の差は認められず、またこれらの試料を時効するとほぼ同一硬度にまで硬化し、硬度増加量はほぼ Hv 190 程度であつた。また基質の格子常数も焼もどしの保持時間の影響は認められず、時効により約 0.1% 収縮した。少なくとも 650~710°C の間では焼もどし条件の影響は少なく、短時間で平衡に達するものと思われ、またその固溶量はかなり大きいと言えよう。

3.3 時効温度の影響

試料 No. 1 を 1,000°C × 1hr W.Q., 680°C × 2hr W.Q. の処理を行なつたのち、450~680°C の各温度で 10 hr 時効した試料の硬度と基質の格子常数の測定結果

を Fig. 4 に示す。時効硬度が高い範囲の試料は基質の格子常数は小さく、最高硬度の前後、すなわち十分時効していない試料も過時効試料も基質の格子常数は大きかつた。そして硬度と格子常数にはほぼ直線的関係が認められた。前にも述べたように基質の格子常数の減少または増加が析出物の析出または固溶を意味する直接的な証拠は本合金ではまだ得られていないし、また時効前後の格子常数の差が析出量と直線的に比例することも確かめられていないが、3.2 項と 3.3 項の実験結果を考え合せると、これらの結果は本合金の時効硬化は析出硬化であること、少なくとも 650°C をこえた温度における固溶量はかなり大きいこと、そして析出相が凝集する温度範囲が狭くかつ比較的長時間を要し、したがって時効の可逆性が生じ得ることなどを意味するものと思われる。

のと思われる。

3.4 熱膨張計による実験結果

1,000°C より水冷および炉冷した No. 1 の 5mm φ × 50mm の試験片で熱膨張試験を行なつた。結果を Fig. 5 に示す。水冷した試料は約 400°C 附近より収縮しはじめ、約 600°C 附近より膨張を認めた。炉冷して析出が生じたと思われる試料では膨張のみが認められた。そしてオーステナイトへの変態は 865~975°C で生じた。すなわち 400°C 附近からの収縮は析出に、600°C 附近

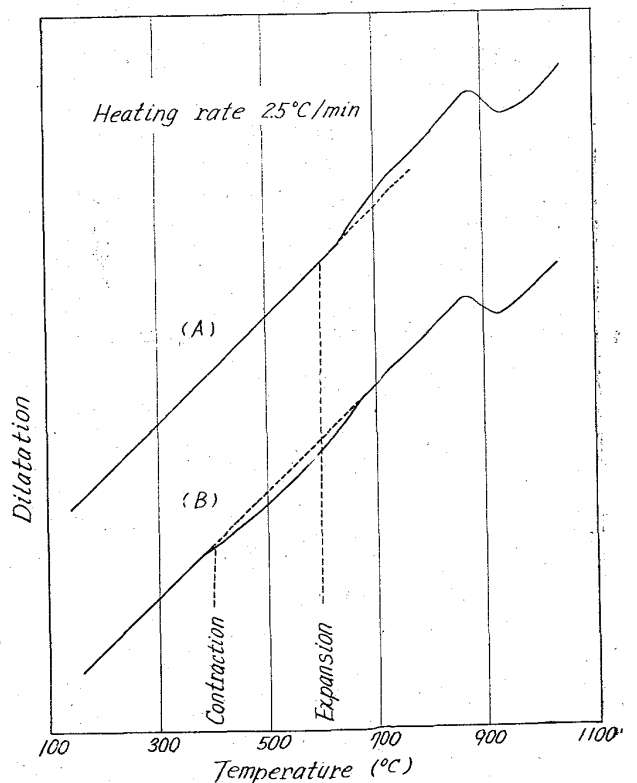


Fig. 5. Dilatation-temperature curves on heating of furnace cooled (A) and water quenched (B) specimens.

669.14-426:621.785.47:667.046.558.5
 :669.71:669.112.227.1-17

からの膨張は析出物の再固溶によるものと推定される。福井らの 17-7 PH ステンレスについての研究で析出相の再固溶がオーステナイト変態と同時に生じたとの報告⁶⁾があるが、本合金ではオーステナイトへの変態点が高いので、フェライト中に再固溶するようである。したがって変態点以下の広範囲の温度で再固溶することから靱性の改善を目的とする焼もどし条件の選択がかなり自由に行なうことができよう。

4. 結 言

以上の結果を要約すると次の通りである。

1) 時効後の硬度に対しオーステナイト化温度は過時効の領域で影響を与え、オーステナイト化温度が高いほど軟化は少なかった。

2) 1,000°Cより水冷した Fe-5%Ni-2%Al 合金を 580~710°Cのいろいろの温度に加熱すると、580°Cでは保持時間とともに析出物の凝集と思われる軟化が生じ 650°C以上では時間の影響はなかつ固溶量が大きく、時効により Hv 約 190 程度硬化した。

3) 時効硬度と基質の格子常数との間に相関性が認められ、本合金の時効硬化が析出硬化であり、また析出相が凝集する温度範囲が狭いことが推定された。

4) 本合金では析出相がフェライト中の広い温度範囲で再固溶するものと考えられ、したがって焼もどし条件をかなり自由に選択することができる。

文 献

- 1) 金尾, 青木: 鉄と鋼, 50 (1964) 4, p. 658
- 2) A. J. BRADLEY: J. Iron & Steel Inst.(U.K.), 163 (1949), p. 19
- 3) A. J. BRADLEY: J. Iron & Steel Inst.(U.K.), 168 (1951), p. 233
- 4) W. S. MOUNCE, A. J. MILLER: Metal Progress, 77 (1960) 2, p. 91
- 5) J. B. SEABROOK: Metal Progress, 79 (1961) 2, p. 80
- 6) 福井: 日本金属学会講演概要, 1964年10月, p.91

(201) 硬鋼線材のオーステナイト結晶粒の調整について

富士製鉄, 釜石製鉄所

工博 鳥取友治郎・○阿部 泰久
 杉浦義次郎・山本 誠二

Control of Austenite Grain Size on the Hard Steel Wire Rod.

Tomojirō TOTTORI, Yasuhisa ABE,
 Yoshijiro SUGIURA and Seiji YAMAMOTO.

1. 緒 言

硬鋼線材は二次工程において伸線加工をする関係上、パテンティング処理をして強靱で冷間加工性のよいソルバイト組織を得る必要がある。このため焼入性のよいオーステナイト結晶粒の粗粒で整粒な硬鋼線材が望ましく、また伸線後の捻回値や靱性の点からも粗粒鋼のほうが有利とされている¹⁾²⁾。このように硬鋼線材として粗

粒鋼が必要であるが、粗粒鋼製造についての報告はほとんど見あたらない。筆者らはオーステナイト結晶粒が熱間加工により変化することに注目し、線材としてのオーステナイト結晶粒を粗粒にするためにはどのような調整が可能であるかを研究した。その結果熱間加工に適した脱酸方法を使用することにより、粗粒にしてかつ整粒な硬鋼線材を製造できるようになった。各種脱酸法と硬鋼線材のオーステナイト結晶粒の関連についてここにその概要を報告する。

2. 試料および試験方法

この試験に用いた試料の化学成分は C 0.55~0.65% Si 0.15~0.35%, Mn 0.30~0.60%のキルド鋼である。溶製は 140 t 塩基性平炉で行ない、Fe-Mn および Fe-Si によつて成分調整後脱酸を行なつた。脱酸剤としては Al 系, Ti 系, Ca 系のものを使用した。試料は取鍋下, 75mm角ピレット, 5.5mmφ 線材のおのおのから採取し、オーステナイト結晶粒度, 非金属介在物, 地疵, 化学分析などに供した。使用した脱酸剤の成分は Table 1 に示すとおりである。

Table 1. Chemical composition of deoxidizer.

Deoxidizer	Si	Ca	Mn	Ti	Al
Al					99.8
Ti briquet				99.3	0.07
Ca-Si-Mn	44.4	22.1	21.3		
Ca-Si	57.8	35.0			

3. 試験結果および考察

3.1 オーステナイト結晶粒度

Al 系脱酸によるものは取鍋下試料で、細粒のものと粗粒のものに分けられる。細粒のものは sol Al が 0.007% 以上のもので、さらに 5.5mmφ 線材で細粒のままであるものと結晶粒が粗大化して粗粒になるものに分かれる。取鍋下で粗粒のものは sol Al が 0.007% 以下のものであり、5.5mmφ 線材で偏在型の混粒になる傾向が強く、整粒な粗粒鋼は得がたい。このように Al 系脱酸による場合はオーステナイト結晶粒が sol Al に非常に敏感なので、常に安定した整粒な粗粒鋼を得るためにはその調整に多くの困難を伴う。(Photo. 1 参照)

Ca 系脱酸によるものは比較的粗粒鋼が得やすく、Al に比較し粗粒鋼の製造が容易である。しかしながら合金剤としての比重が軽く (2.5~3.3 程度) その添加方法に注意しないと混粒が発生しやすい。(Photo. 2 参照)

Ti 系脱酸によるものは熱間加工と結晶粒度の関係が安定しており、チャージ間のバラツキ少なく整粒な粗粒鋼を製造するのに最も適している。(Photo. 3 参照)

3.2 顕微鏡試験による非金属介在物

清浄度の測定結果は Al 系脱酸の場合には角ピレットで 0.03~0.13%, 5.5mmφ 線材で 0.02~0.10% の範囲であつた。Ca 系脱酸については全般に清浄度が悪くその中で A 系の珪酸塩と思われる長く伸びた介在物 (長さ 100μ 程度) が突発していた。一方 Ti 系脱酸によるものは 75mm 角ピレットで 0.03~0.06%, 5.5mmφ 線材で 0.02% ときわめて清浄であり、他の脱酸のものに比較し安定して清浄な鋼を得ることができた。しかし