

(131) Ni-Al 時効硬化鋼におよぼす Ni および Al の影響

金属材料技術研究所

○金尾 正雄・青木 孝夫

Effect of Nickel and Aluminium on Ni-Al Age Hardening Steels.

Masao KANAO and Takao AOKI.

I. 緒 言

Ni と Al を比較的少量含有するフェライト鋼は CsCl 型の結晶構造を有する Ni-Al ( $\alpha'$ ) 相の析出により硬化するが、これは Al および Ti を含む Ni 基オーステナイト合金における  $Ni_3(Al, Ti)$  ( $\gamma'$ ) 相によるものとともに、通常の時効硬化鋼にくらべて、著しく相違した挙動を示す<sup>1)~3)</sup>。現在実用化されている本鋼種に属するものとしては、Nitalloy N (3.5% Ni, 1% Al)、同改良型 (5% Ni, 2% Al) の窒化鋼、および P 21 (4% Ni, 1.2% Al) のダイス鋼などごくわずかであり、硬化の機構や成分の影響などほとんど明らかにされていない。

Ni と Al の影響については、MOUNCE ら<sup>1)</sup>は時効後の最適の性質は Ni+Al が 7% がもつともよく、なかでも 5% Ni, 2% Al がもつとも効果的な組合せであると述べているが、詳細な発表はない。また日下<sup>2)</sup>は 5% Ni, 2% Al 型の時効硬化におよぼす Ni の影響を調べ、Ni 2% 以下ではほとんど析出硬化は起こさず、3% 以上で著しく析出硬化する、しかし 3~6% の範囲では硬度の上昇量は一定のようであると述べている。しかしこの鋼種に関する文献はきわめて少なく、まだ十分明らかでない点が多い。著者らは時効硬化、靱性などにおよぼす Ni, Al 量の影響について 2, 3 調査したのでその結果を報告する。

II. 試 料

基本成分として Nitalloy N 改良型を選び、Ni を 2, 3, 4, 5, 6% に、Al を 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3% に変化させた計 26 鋼種を、15kW の高周波誘導炉で約 5kg 溶製した。試料の Ni および Al の分析結果を、Table 1 に示す。Ni および Al 以外の組成は、C 0.21~0.26%, Si 0.21~0.36%, Mn 0.32~0.41%, Cr 0.49~0.56%, Mo 0.25~0.31%, V 0.08~0.10% の範

Table 1. Nickel and aluminum content in alloys. (%)

Sample No.	Ni	Al	Sample No.	Ni	Al
1	2.11	0.55	14	4.14	2.22
2	2.10	1.01	15	4.13	2.76
3	2.10	1.66	16	5.29	0.57
4	2.06	2.15	17	5.28	1.00
5	2.09	2.51	18	5.22	1.66
6	3.06	0.56	19	5.08	2.20
7	3.06	1.08	20	5.23	2.81
8	3.02	1.65	21	5.17	3.10
9	2.98	2.06	22	6.20	1.00
10	3.01	2.63	23	6.25	1.75
11	4.22	0.51	24	6.20	2.28
12	4.08	1.03	25	6.22	2.77
13	4.16	1.73	26	6.15	3.19

囲内にある。鋼塊は 20mm  $\phi$  丸棒に圧延し、925°C×1hr 焼ならして供試材とした。熱処理条件としては 900°C×1hr 加熱保持後油焼入れし、ついで 680°C×1.5hr 焼もどしたのち 540°C (1,000°F)×10hr の時効処理を採用し、すべて同一に行なつた。

III. 実験結果

1. 時効硬化におよぼす影響

全試料の焼入れ、焼もどしおよび時効後の各段階における硬度の測定を行なつた。同一の Al 量それぞれについて、Ni 含有量の影響として図示した試験結果を Fig. 1 に、同一の Ni 量それぞれについて、Al 含有量の影響として図示した結果を Fig. 2 に示す。

焼入硬度については Fig. 1a および Fig. 2a に示すごとく、Al 量が多い場合 Ni 量が少ないと硬度がやや低く、Ni 量が増加するとほぼ同一硬度になる現象がみられる。

これを焼もどした場合、この現象の影響は認められず、Ni 量および Al 量のいずれの増加によつても、Fig. 1b, Fig. 2b に示すごとく、焼もどし硬度はほぼ直線的に高くなる。これは主として固溶硬化によるものと考えられる。

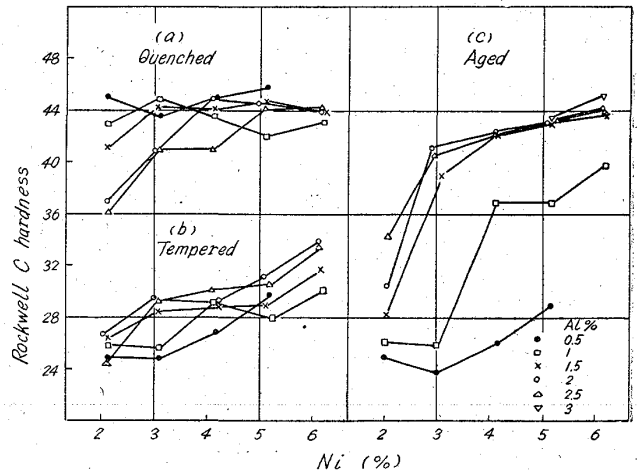


Fig. 1. Effect of Ni content on as quenched, tempered, and age hardened hardness.

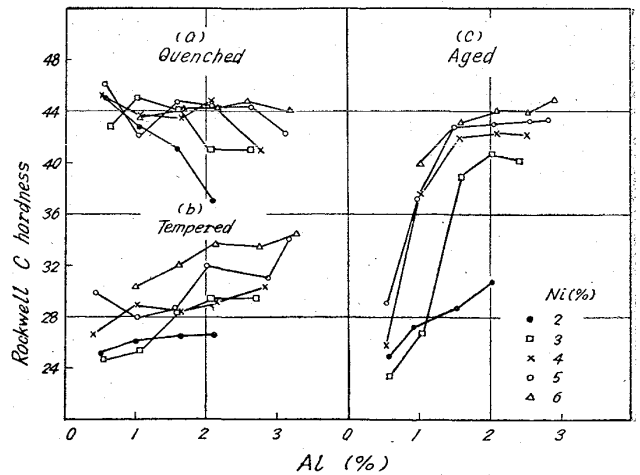


Fig. 2. Effect of Al content on as quenched, tempered, and age hardened hardness.

時効後の硬度を Fig. 1c および Fig. 2c に示す。Al 量が 0.5% 程度では Ni 量が 5% をこえてもゆるやかに増加するのみであり、これは固溶硬化と考えられる。1% Al の場合は Ni 量が約 4% に達すると急激に硬度増加を生じ、かなりの硬度になる。Al が 1.5% 以上になると、Ni 量が 2~3% 間で急激な硬度上昇が認められ、かつ Al 量の差による相違は認められなくなり、以後 Ni の増加とともにゆるやかに硬度が上昇する。

時効の前後における硬度の増加量を Ni および Al 量との関係として Fig. 3 に示す。0.5% Al では Ni 量にかかはらず硬化しない。Ni 量が 2% では Al 約 2.5% で、3% では Al 約 1.5% で、4% では Al 約 1% でそれぞれ完全に硬化する。そしてこれ以上合金量を増加してもほとんど時効硬化量に影響なく、ほぼ Rockwell C 硬度で 10 前後である。このことは 2% Al 鋼における日下らの結果と一致する。Ni が増加すれば Al 量が少なくてよいことが明らかである。本実験の結果から、Nitalloy N 鋼 (3.5% Ni, 1% Al) は時効硬化の点よりいえば、最も効果的に Ni および Al を添加せる合金であることがいえよう。

2. 衝撃値におよぼす影響

本時効硬化鋼の実用化に最も障害となつている欠点のひとつに、衝撃値が必ずしも良好でないことがあげられ、その改善が望まれる。よつて本研究において Ni および Al 量の U-notch Charpy 衝撃値におよぼす影響を調査した。試験片としては JIS 3 号試験片を用いた。全 26 鋼種についての 20°C における衝撃値と時効硬化量との関係を Fig. 4 に示す。すなわち時効硬化量の増加に比例して衝撃値は低下し、十分に時効硬化せるものはかなり低い値を示す。Ni および Al 量の相違にもかかわらず本図においてほとんど同一曲線の近傍に各点が集中し、組成の影響は必ずしも明瞭でない。

組成の影響をより明らかにするために、Ni および Al 量の多いもの、少ないもの、あるいはその比率の相違するものなど代表的な数鋼種を選んで、試験温度を変えて衝撃試験を行なつた。本鋼種は昇温時の使用に適した材料としても考えられているので特に 400°C までの試験を行なつた。試験結果を Fig. 5 に示す。図に明らかごとく、Ni 量の相違により 3 つのグループにわけられそれぞれ異なつた傾向を示しており、Ni が衝撃値に影響

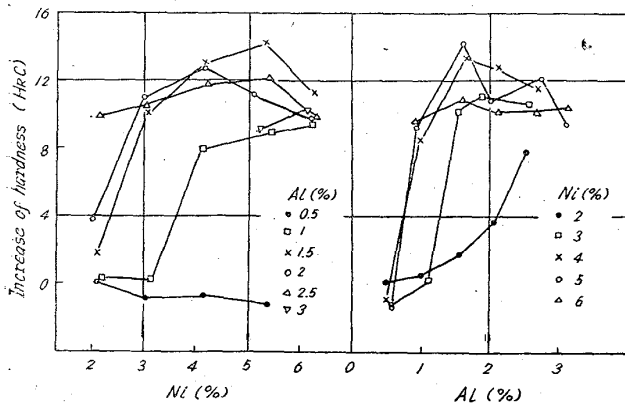


Fig. 3. Effect of Ni and Al content on increase of hardness due to aging.

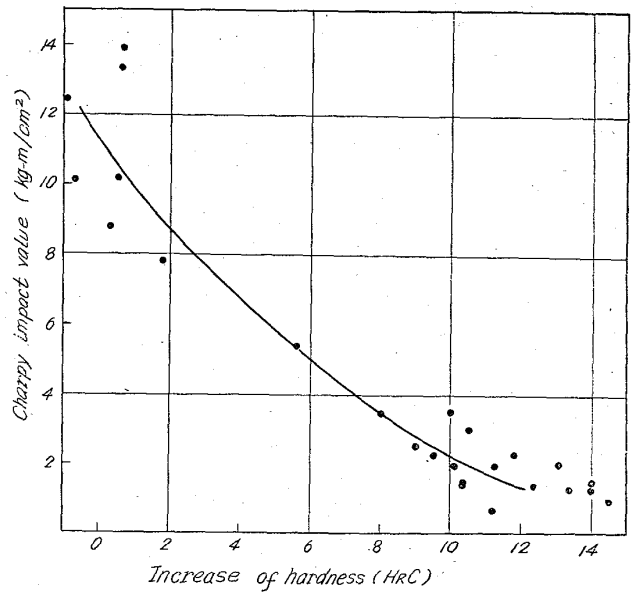


Fig. 4. Effect of age hardening on impact value.

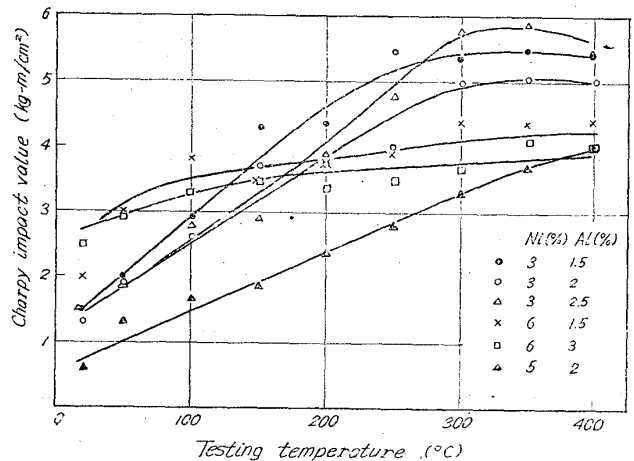


Fig. 5. Charpy impact value for six steels at elevated temperature.

をおよぼすことがいえよう。3% と 6% Ni のグループを比較すると Ni 量が多いと比較的低温で衝撃値を改善するが、高温になつてもあまり増加せず、Ni の低いものよりかえつて低くなるようである。中旬の 5% Ni 鋼の場合全般的に低い衝撃値を示すのは、比較的硬度が高いためと考えられるが、温度による衝撃値の変化は、他のグループの中間を示している。一方 Al 量に関しては、3% および 6% のグループの両方より、ほとんど影響がないことが推定される。

3. その他

なお Ni および Al 量の時効温度および時間におよぼす影響、組織などについても検討した。

IV. 結 言

以上の結果を総括すると次の通りである。

1. Al 0.5% では少なくとも Ni 5% まで時効を生じない。Ni 約 2% では Al 約 2.5% で、約 3% では Al 1.5% で、4~6% では Al 約 1% で十分な時効硬化を生じ、時効による硬化は HRC 10 前後の max. に達し、より以上の成分添加による硬化量の増加は認められない。

2. 時効硬化が生ずると、衝撃値は著しく低下し、その程度は硬化量に比例する。Al は衝撃値にほとんど影響を与えないようである。Ni は比較的低温における衝撃値をやや改善するが、高温でもほとんど衝撃値が変化しない。

文 献

- 1) W. S. MOUNCE and A. J. MILLER: Metal Progress, 77 (1960) 2, p. 91~94
- 2) J. B. SEABROOK: Metal Progress, 79 (1961) 2, p. 80~83
- 3) G. C. GOULD and H. J. BEATTIE: Trans. Met. Soc. AIME. 221 (1961) 5, p. 893~895
- 4) 日下, 荒木, 佐々木: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 553~555

(132) 大型鋼材焼入時の内部温度について

(測定結果の数値計算による追跡)

日本製鋼所, 室蘭製作所

工博 小野寺真作・○富塚 俊一

Internal Temperature of Large Steel Forgings during Quenching.

(Fitting calculated results to measured temperature)

Dr. Shinsaku ONODERA and Shun-ichi TOMIZUKA.

I. 緒 言

大型鋼材の熱処理過程において注目すべき事項の一つは、鋼材表面と肉厚深部の温度差である。熱処理時にこれがどのように変化するかについては、従来から多くの研究があり、簡単な仮定に基く解析と断片的な測定例とに大別される。いずれの場合にも、伝熱常数の温度あるいは材質変化による変化の正確に知られていないことが問題解決の障碍となつている。このことは、焼入のような急速冷却の場合にはとくに著しい。

最近、電子計算機を手近に駆使できるようになり、計算手段上の障碍は取除かれつつある。この段階では伝熱常数の高精度測定(できれば 2~3%, またはそれ以下の誤差での測定)が必要であるが、これは測定技術的に容易に望み得るとは考えられないことである。

そこで本報告では、この問題への一つの段階として、伝熱常数を逐次変化せしめつつ計算を進めることにより、既知の測定結果にできるだけ計算値を接近させるような道筋を辿ることを試みた。

II. 計算式と計算手順

(i) 計算に使用した方程式

十分長い円筒形物体の軸対称熱伝導に関する基礎微分方程式は、

$$C\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial r} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial r} \right) - \frac{\lambda}{r} \frac{\partial T}{\partial r} \dots \dots \dots (1)$$

ただし、C: 比熱, T: 温度, λ: 熱伝導率  
ρ: 比重量, t: 時刻, r: 半径

式(1)にエンタルピ H(T) および函数 φ(T) を導入する。すなわち、

$$H(T) = \int_0^T C dT \dots \dots \dots (2)$$

$$\phi(T) = \int_0^T \lambda dT \dots \dots \dots (3)$$

$$\therefore C = \frac{\partial H}{\partial T}, \lambda = \frac{\partial \phi}{\partial T} \dots \dots \dots (4)$$

式(4)を式(1)に代入し、階差式に直すと、時刻、(t+1)、場所 r におけるエンタルピ H<sub>r, t+1</sub> は次式のよ

$$H_{r, t+1} = H_{r, t} + \frac{\Delta t}{\rho(\Delta r)^2} (\phi_{r+1, t} - 2\phi_{r, t} + \phi_{r-1, t}) + \frac{\Delta t}{2\rho r(\Delta r)} (\phi_{r+1, t} - \phi_{r-1, t}) \dots \dots \dots (5)$$

ただし、式(5)は鋼材軸心および表面以外の部分の計算式である。軸心部については鋼材内の温度分布が常に中心軸に

$$H_{r, t+1} = H_{r, t} + \frac{2(\Delta t)}{\rho(\Delta r)^2} (\phi_{r+1, t} - \phi_{r, t}) \dots \dots (6)$$

また、鋼材表面については、式(5)に次の熱伝達の条件を加味する。

$$\alpha(T_s - T_a) = -\lambda \frac{\partial T}{\partial r}$$

ただし、α: 熱伝達率, T<sub>s</sub>: 鋼材表面温度  
T<sub>a</sub>: 周囲温度

$$H_{r, t+1} = H_{r, t} + \frac{2(\Delta t)}{\rho(\Delta r)^2} (\phi_{r-1, t} - \phi_{r, t}) - \frac{\alpha(\Delta t)}{\rho} \left( \frac{1}{r} - \frac{2}{\Delta r} \right) (T_s - T_a) \dots \dots \dots (7)$$

以上の式(5), (6) および (7) によつて円筒形鋼材内部の温度を計算する。

(ii) 対象とした鋼材とその熱処理

計算の対象とした鋼材内部温度の実測値は次のようなものである。

1. 噴霧冷却の温度測定値

材質: Ni-Mo-V 鋼

形状: 1050mm φ × 2980mm l

冷却条件: 初期温度 830°C に均熱, 清水噴霧焼入

2. 油冷却の温度測定値

材質: Ni-Mo-V 鋼

形状: 710mm φ × 1400mm l

冷却条件: 初期温度 830°C に均熱, 油焼入

(iii) 計算の手順

以上のような条件のもとでの鋼材内部温度の実測値を用意し、熱伝導の微分方程式(階差方程式)に使用される伝熱常数の数値に最初は適当な仮定をおき、その方程式から得られた数値解が実測値と一致するまで、試行錯誤的に伝熱常数の修正をおこなつた。なお、鋼材の比重量の温度による変化は鋼材内部温度に影響を与えるほどではないので、温度にかかわらず 7800 kg/m<sup>3</sup> (一定値)とした。また、噴霧冷却の場合の鋼材表面での熱伝達率は、実測温度分布からの概算によつてほぼ一定であることが推定され、これを 1000 kcal/m<sup>2</sup>hr°C とした。熱伝導の微分方程式は階差方程式に直して、電子計算機