

引張試験による時効温度、時効時間、時効率の関係を検討した結果、歪を与えた後 230°C、30 mn の時効処理により完全時効が生起することが判つたので、供試材 C について時効現象におよぼす熱処理の影響を調査するとともに各供試材の焼準焼戻状態における歪時効による衝撃値の変化を測定した。すなわち各供試材とも 6% 冷間引抜加工後完全時効を与えることにより衝撃遷移温度は上昇し -100°C において、すべて ASTM 規格である 2.07 kg-m (15 ft. lb) 以下の衝撃値を示し極低 C% の優れた低温衝撃性を有する a 供試材でもいちじるしい影響を受けることが認められた。

6. 歪時効の回復処理の検討

冷間加工後の歪回復処理温度を決定するため供試材 C を 6% 冷間引抜加工後 450~650°C の各温度にそれぞれ 1 h 加熱した後 -100°C にて衝撃試験を行なった結果、冷間加工後 500°C ではかなりの回復を示し、600°C になると回復程度はほぼ飽和状態の 10 kg-m に達したが冷間加工を行なわない状態に比して低目である。

IV. 結 言

-100°C で使用される 3.5% Ni 鋼の低温特性について若干の実験を行なったが、本鋼種の低温衝撃値は C% 熱処理方法によりかなり影響されるが、特に結晶粒すなわち N₂ 固定化の影響が非常に大なるものと考えられる。また -100°C できわめて優れた低温衝撃性を有したのも歪時効を受けるといじりしい低下を示すが 600°C の加熱により回復することがわかつた。

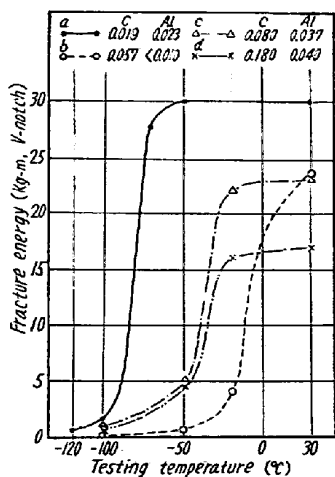


Fig. 2. Fracture energy-temperature curves for 3.5% Ni steels aged for 30mn at 230°C after cold drawing.

(120) 9% Ni 鋼の低温性質について

(低温用鋼材の研究—Ⅱ)

神戸製鋼所, 神戸研究所

平野 坦・○金田次雄・小久保一郎

Low-Temperature Properties of 9% Ni Steel.

(Studies on the steels for low temperature uses—Ⅱ)

Hiroshi Hirano, Tsugio Kaneda, Ichiro Kokubo.

I. 緒 言

低温における鋼材の諸性質は、結晶型により大きく影響されるが、フェライト系の体心立方格子のものは機械的性質がきわめて変化しやすく、特に衝撃値はある温度以下で急激に減少する性質を有している。したがって低温用鋼材としては、衝撃値が重要視され、ASTM 規格では特に低温における有溝衝撃値を規定している。本報では -200°C で使用される 9% Ni 鋼の低温性質について行なつた調査結果を報告する

II. 供試材および試験方法

Table 1 に供試材 4 チェージの化学成分ならびに ASTM 規格を示した。第 1 報より明らかなごとく、フェライト系鋼の低温衝撃性は C% ならびに結晶粒度にかなり影響されることが認められたので本実験においても C% を規格範囲内にて 0.017~0.101% まで変化させ、また Al 添加量を変えて粒度の異なる供試材を熔製した。熔解は 100 kVA 塩基性高周波炉を使用し、造塊後 20 mm φ, 15 mm φ 中に鍛伸し、供試材とした。低温における衝撃試験方法は第 1 報の場合と同じであるが -183°C は液体酸素、-196°C は液体窒素を使用した。

III. 試 験 結 果

1. 焼戻温度および時間の影響

9% Ni 鋼の熱処理としては二重焼準—焼戻、すなわち 900°C/1h AC, 790°C/1h AC, 550~585°C/2h AC が推奨されているが、焼戻温度の影響を検討するため供試

Table 1. Chemical compositions (%) and austenitic grain size of testing materials.

Testing materials	Chemical compositions (%)											Austenitic grain size
	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	N ₂	O ₂	
a	0.017	0.52	0.23	0.006	0.014	<0.10	9.08	<0.10	0.013	0.0071	0.0037	6.9
b	0.063	0.54	0.25	0.007	0.006	//	9.07	//	0.020	0.0044	0.0057	6.5
c	0.091	0.59	0.26	0.011	0.006	//	9.07	//	<0.010	0.0051	0.0084	3.5
d	0.101	0.56	0.27	0.010	0.016	//	9.08	//	0.059	0.0080	0.0068	8.5
ASTM A353-58	<0.13	<0.80	0.15 ~0.30	<0.035	<0.040		8.50 ~9.50					(at 925°C)

材 b, d により二重焼準後焼戻温度を $300\sim 620^{\circ}\text{C}$ に変化させ、抗張試験および常温ならびに -183°C の衝撃試験を行なった。両供試材の低温衝撃値はともに焼準のままならびに低温焼戻では極めて低いが、焼戻温度が 500°C になると上昇し始め、特に $550\sim 590^{\circ}\text{C}$ の焼戻によりかなり高い値を示した。これはこの範囲内の焼戻により A_1 変態が開始し、極低温においても安定な若干のオーステナイトが生成したためと考えられるので、 570°C 焼戻を行なったものと 570°C における焼戻後さらに $-183^{\circ}\text{C}/20\text{mn}$ サブゼロ処理を行なったものとの両者について、X線回折試験を行なった結果、ともにほぼ同量のオーステナイトの存在が認められた。したがって、焼戻処理は 570°C 付近が適当であると考えられる。また $30\text{mn}\sim 5\text{h}$ までの焼戻時間の影響を検討したがほとんど差は認められなかった。

2. オーステナイト化温度の影響

オーステナイト化温度、すなわち結晶粒度の影響を検討するため供試材 b, c により焼準温度をそれぞれ $750\sim 1200^{\circ}\text{C}$ の範囲に変化させ、焼戻はすべて $570^{\circ}\text{C}/2\text{h}$ AC に一定し常温ならびに低温の機械的性質を調査した。両供試材とも常温試験ではオーステナイト化温度によるいちじるしい差は認められなかったが、低温衝撃値はともに焼準温度が高くなり、粗い焼戻マルテンサイト組織になるにしたがい急激に上昇した。焼準・焼戻状態では顕微鏡的に見掛上微細な組織より粗大な組織を示すものが優れた低温衝撃性を有していることは興味ある現象であるが、これはカーバイト量、粒の大きさ、分散程度およびフェライト量が大きな影響をおよぼしているのではないと思われる。Fig. 1 に両供試材の焼準温度によ

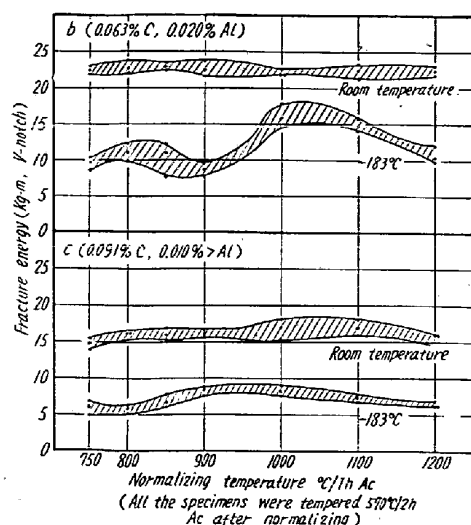


Fig. 1. Effect normalizing temperature on the fracture energy obtained by impact tests at room temperature and -183°C .

る衝撃値の変化を示す。

3. 引張試験結果

各供試材について二重焼準、焼戻処理をおよび供試材 a, b について焼入・焼戻処理を行ない JIS 4 号試片による引張試験を行なった。各供試材はすべて ASTM 規格を満足しているが C% の増加にしたがい伸び、絞りの減少率に比し強度の増加は極めて高いことが認められた。また焼入焼戻を行なったものは高い降伏比を示した。

4. 衝撃試験結果

各供試材について二重焼準・焼戻および焼入・焼戻処理を行ない、V ノッチならびに 5mm U ノッチシャルピー試片に加工し、常温より -196°C の温度で衝撃試験を行なった。ノッチの形状によりかなり異つた遷移温度曲線を示した。V ノッチを有する衝撃試験片は常温では C% によるかなりの相違が認められたが、極低温ではほとんど差が認められなかった。5mm U ノッチを有する衝撃試験片は -196°C における衝撃値は V ノッチよりもやや低目に出る傾向が認められた。また結晶粒の影響は何ら認められなかった。焼入焼戻を行なった低 C の a, b は -196°C においても非常に優れた衝撃性を示した。

Fig. 2 に各供試材の衝撃遷移温度曲線を示す。

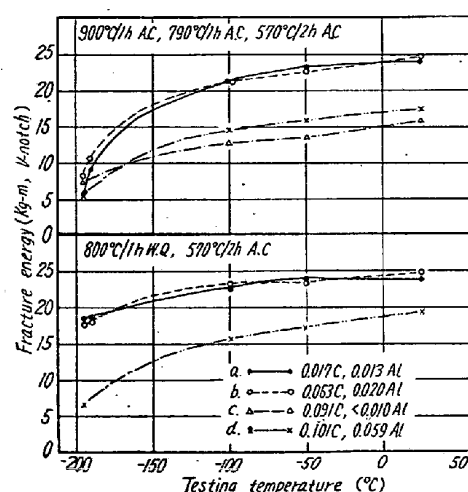


Fig. 2. Fracture energy-temperature curves for 9% Ni steels (double normalized-tempered and oil-quenched-tempered).

5. 歪時効による衝撃値の変化ならびに回復処理

各供試材に対しそれぞれ $800^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ AC, $570^{\circ}\text{C}/2\text{h}$ AC の熱処理を行ない、表面仕上後、5% 冷間引抜加工を与えた。その後 $230^{\circ}\text{C}/30\text{mn}$ の完全時効処理後低温衝撃試験を行なった。歪時効による低温衝撃値の低下率は低 C の a, b は高 C の c, d よりも大きいことが認められた。また歪時効は $500\sim 570^{\circ}\text{C}$ の加熱により完全に取除かれることを確認した。

IV. 結 言

9% Ni 鋼の低温特性について若干の検討を加えたが良好な低温衝撃性は 550~590°C の焼戻処理により生成されるオーステナイトの安定性によるものと考えられ、結晶粒度はほとんど影響をおよぼさないことを知った。低温衝撃性におよぼす C% の影響は熱処理方法によって異なり、焼準・焼戻ではほとんど相違はないが、焼入焼戻ではいちじるしい差が認められた。低 C のものは焼入焼戻を行なうことにより極めて優れた低温衝撃性を示すことが確認された。

(121) 炭素鋼における Widmanstätten 組織の消去に関する二、三の実験結果

住友金属工業、車輛鍛造事業部 岡 田 隆 保
Some Experimental Results about Elimination of Widmanstätten Structure in Plain Carbon Steel.

Takayasu Okada.

I. 緒 言

鋼の熱処理に際して、重要な意味を持つオーステナイト化の過程についてはすでに種々の角度から検討が加えられているが、オーステナイト化前後の組織の関連性を調べた報告は縞状組織の場合を除いて比較的少ない²⁾。従来、炭素鋼の Widmanstätten 組織（以下 Wid. 組織という）の消去には、オーステナイト化温度におけるかなり長時間の加熱が必要であるといわれており、われわれもこれを比較的簡単に消去し得る場合と然らざる場合を観察している。そこで、熱処理前後の組織の関連性を調べることを目的とし、比較的消去され難かつた Wid. 組織について、加熱、冷却時の変態挙動、オーステナイト化温度と消去に要する保持時間、消去におよぼす冷却速度、途中冷却の影響などについて検討を加えた。

II. 実 験 結 果

供試材は塩基性電弧炉製 4.6t 鋼塊より鍛造（鍛造比 4），等温焼鈍，焼準によつて得られた 0.39% C—0.22Si—0.55 Mn—0.009P—0.011 S の炭素鋼材で、消去され難い Wid. 組織が認められたものである。これより 5mm φ および 10mm φ 材を多数作製し、それぞれの実験に供した。なお、以下の実験で、試験片の加熱には鉛または塩

浴を使用している。

主な実験結果について述べればつぎの通りである。

(1) 加熱、冷却時の変態挙動

膨脹試験および加熱、冷却時 (2.5°C/mn) の途中焼入れによつて求めた本材の Ac_1 は 738°C, Ac_3 は 815°C で、850°C×15mn 保持後、冷却した場合の Ar_3 は 725°C, Ar_1 は 670°C である。変態挙動のうち特に注目されるのは、冷却時 Ar_3 以下におけるフェライトの析出が加熱前の Wid. 組織のフェライト部に相当すると考えられる位置に優先的に棒状に進行することであり、常温冷却後には加熱前とほぼ同様の組織を示す。

(2) オーステナイト化温度と消去に要する保持時間の関係

Fig. 1 にオーステナイト化温度とその温度で Wid. 組織を消去するのに必要な保持時間の関係を示してある。ここでいう消去時間は試料を各オーステナイト化温度に、図中に示した適当時間保持し、これを一旦空冷し、さらに 850°C×1h→150°C/h の後処理を加えて後、組織を顕微鏡的に観察して、加熱前の Wid. 組織と関係のある棒状フェライトが、ほぼ完全に消去されたと推定される時間である。Photo. 1(a~d) に最初の試料の組織、1000°C×1h, 3h, 6h 保持の場合の消去の状態を示してある。3h 保持の場合には、既に前組織と関係のある棒状フェライトはかなりの減少を示しているが、なお若干の残留が認められ、6h 以上の保持ではほぼ完全に消去されることが判る。このようにして求めた消去時間は、Fig. 1 に示されているように、通常のオーステナイト化温度 (850~900°C) ではないちじるしく長く、またオーステナイト化温度の逆数と対数で表わした消去時間の間

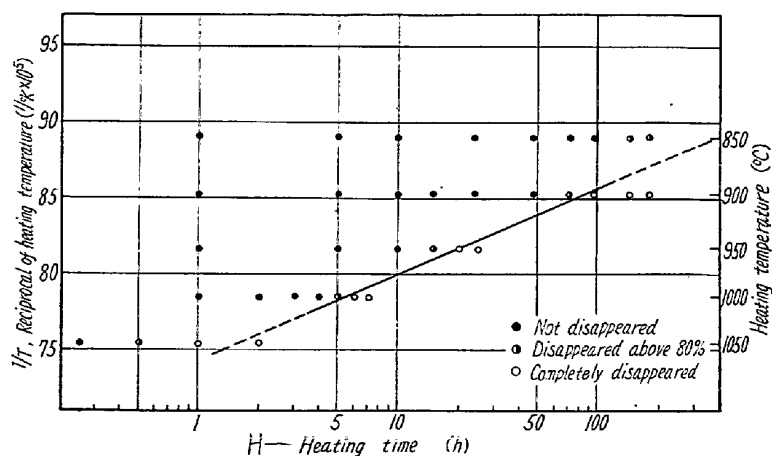


Fig. 1. Relation between heating temperature and time which is necessary for complete disappearance of the initial Widmanstätten structure on the reheat-treated structure.