

こゝでも認められた。以上の結果から、炉冷すれば AIN 含有量が多くなり、細整粒がえられるが、空冷あるいは水冷すれば AIN が多くあつても滲炭した場合必ずしも細整粒がえられるとは限らない。特に 900°C 以下では混粒になり易い。したがつて滲炭の前の冷却速度の影響が特に顕著で、その時の試料の AIN 含有量のみからは結晶粒の細粗を論じえないことがかつた。

IV. 繰返し高温加工による粗粒の出現について

SCM 21 の繰返し 2 回の高温加工により、粗粒が出現して混粒となつた一例を Fig. 1 に示す。

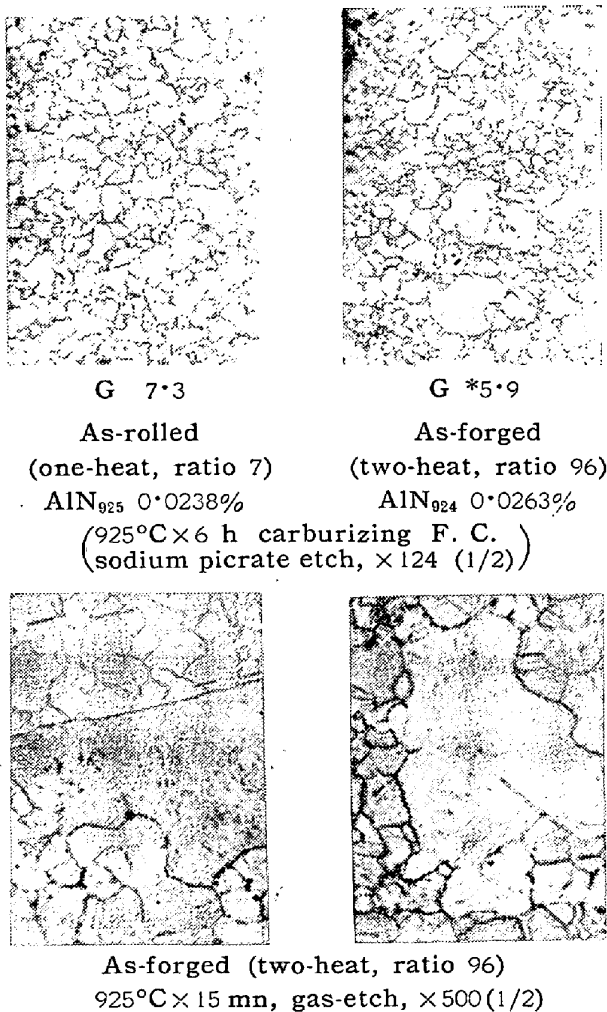


Fig. 1. Coarse grains at two heat.
Sample: SCM 21, Σ Al 0.036%

1 回目の高温加工後では細整粒で AIN₉₂₅ も前にえた結晶粒微細化の範囲にあるが、2 回目の高温加工後では、AIN₉₂₅ は変わらないが、粗粒がところどころ出現している。これを gas-etch すると写真 (下) のごとく 15 分の加熱で既に粗大な粒が出現しており、しかもその粗粒の中には変態後出来たとみなされる幾つかの小さな γ 粒の粒界の熱腐蝕による痕跡が認められる。したがつて写真 (上右) の滲炭粒の内の粗大な粒は α から γ へ変態し

てから一部の粒が短時間のうちに成長してえられたようである。すなわちそのような場所には 2 回の高温加工後非常に成長し易い要因を生じたものと考えられる。この要因が何であるかは検討中であるが、写真 (上右) の 2 heat 試料を焼鈍 (例えば 925°C×2 h F. C.) してから滲炭したら細整粒 G. 7.6 がえられた。また焼準 (925°C×2 h A. C.) では G. 混 4.2 がえられた。この他の 2 heat で粗粒化した試料についても同様の実験を行つたが、焼鈍では細整粒に回復したが、焼準では試料によつては必ずしも回復しなかつた。すなわち成長し易い要因は焼鈍によつて消失する。したがつて滲炭する前の試料の熱履歴における冷却速度がこの要因に関連をもっているようである。これは前項の熱履歴の影響の結果と一致している。このように前歴の冷却速度が影響する粗粒化の原因は何か。前項の結果より粒度現出前の AIN および AIN₉₂₅ の量のみからは考察出来ないで、あるいは前歴の冷却速度により、滲炭のための加熱過程の AIN の挙動、例えば溶け込み、析出等に変化を生ずることに原因があるのでないかと思われる。

V. 結 言

繰返し高温加工または熱処理によつて元来細整粒であつたものが粗粒化する場合のあることが認められた。後者の影響はかなり大きい。こういうことは現場作業上、望ましくない。これを防止するには滲炭する前の熱処理後の冷却速度を遅くすればいゝと思われる。一方、繰返し高温加工による粗粒化の原因に関しては、(1) 粗粒の出来る速度がかなり速いこと、(2) 滲炭前の冷却速度が遅いと出現しないこと、(3) 焼鈍により回復すること、(4) 滲炭前の AIN および 925°C に加熱した時の AIN₉₂₅ の量のみからは関連性を見出しえぬこと等がわかつた。

(115) 超高抗張力鋼の研究 (I)

(0.4%C-2.5%Si-1.2%Cr-0.35%Mo
鋼について)

Studies on Ultra-High Strength Steel (I)
(0.4%C-2.5%Si-1.2%Cr-0.35%Mo steel)

T. Okada, et alius.

住友金属工業製鋼所 田坂 鋼二・岡田 隆保

I. 緒 言

最近、200 kg/mm² の高抗張力域で、なおかなりの韌性をもつ鋼の一つとして、従来の低合金強靱鋼に約 2% の Si を添加した鋼が注目されている。マルテンサイトの焼もどし過程におよぼす Si の影響については既にかなり

詳細な研究が行われ、そのいちじるしい特徴として、 θ 相の析出が高温側に移行することが知られている。この焼もどしマルテンサイトの機械的性質についても、かなり報告されているが²⁾、組織との対応などについてはさらに検討の余地があると思われる。また高抗張力を対象とするため従来の研究は主としてマルテンサイト組織について行われているが、低温ベイナイトについて、調査しておくことは不完全焼入時の挙動を知る上に必要と考えられる。

そこで本報では、マルテンサイト組織については既報の研究結果を確認すると共に、本鋼の等温（特に低温）変態挙動ならびにその組織の機械的性質について調査した 2, 3 の結果を述べる。

II. 供試材および実験方法

供試材は塩基性高周波炉にて熔製し、50 kg 鋼塊に鋳込まれたもので、その化学成分は Table 1 の通りである。

Table 1. Chemical composition of steel.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Grain size at 900°C	Ms °C	Ac °C
0.43	2.60	1.60	0.027	0.020	1.19	1.34	4	264	786

抗張試験片は 20 mm ϕ 、衝撃試験片は 15 mm ϕ に鍛伸、焼準、焼もどし後、各試験片作製に供した。抗張試験片寸法は平行部長さ 50 mm、径 8.5 mm ϕ で、切欠抗張試験片はこの中央に底径 6.0 mm ϕ のアイゾット V 溝を附した。衝撃試験は V ノッチシャルピー試験片によつた。各試験片の熱処理は、 \textcircled{A} 900°C \times 30 mn \rightarrow O. Q. 焼もどし、 \textcircled{B} 900°C \times 30 mn \rightarrow 280°C (塩浴) \times 30 mn \rightarrow W. Q. 焼もどし、 \textcircled{C} 900°C \times 30 mn \rightarrow 280°C \times 150 mn \rightarrow W. Q. 焼もどして、高温加熱はアルゴン気流中にて行つた。

III. 実験結果

(1) 変態特性: 本鋼の Ac_1 点、 Ms 点は Table 1 に示した通りである。本鋼の T. T. T. 曲線は、700°C および 350°C にノーズをもつ上部 (パーライト) および下部 (ベイナイト) 変態域に分れ、280°C 附近のベイナイト変態は、長時間保持後も完全には進行せず、組織中の炭化物は明瞭には認め難い。また硬度的には特に Si 含有の影響は認められない。

(2) 焼もどしに伴う膨脹および硬度変化: 2.5°C/mn 加熱焼もどしに伴う膨脹変化を Fig. 1 に示した。 \textcircled{A} 処理では θ 相の析出によると考えられる顕著な収縮が約 410°C に認められる: この収縮は \textcircled{B} 、 \textcircled{C} 各処理とも

認められるが、その開始温度は、やや高温側にづれている。

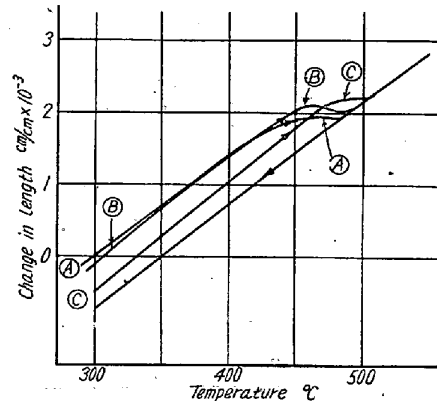


Fig. 1. Dilatation by tempering after treatment \textcircled{A} , \textcircled{B} , \textcircled{C} .

焼もどしに伴う硬度変化は Fig. 2 に示したようで、 \textcircled{A} では、200°C までの急激な硬度低下後は 200~400°C でほぼ一定であり、400°C 以上では膨脹曲線の収縮と対応していちじるしい硬度低下を示している。 \textcircled{B} および \textcircled{C} ではいずれもその初期硬度がマルテンサイト焼もどし硬度と一致する迄はほとんど一定で、その後は三者ほぼ同様の軟化を示す。

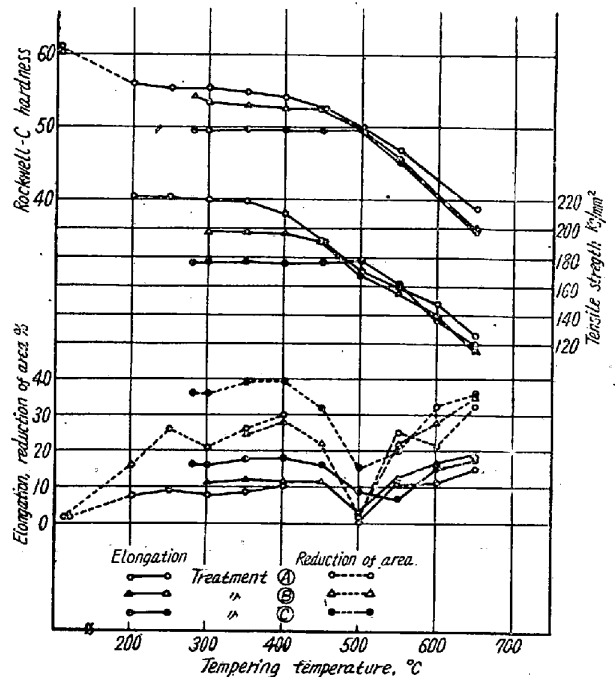


Fig. 2. Hardness and tensile properties versus tempering temperature.

(3) 機械的性質の変化

引張り試験結果を Fig. 2 に示した。抗張力は硬度と全く同様に变化するが、伸び、絞りは 400~600°C においていちじるしく低くなる。Fig. 3 に示した切欠抗張力、衝撃値にも同様な脆化域がある。この脆化開始温度

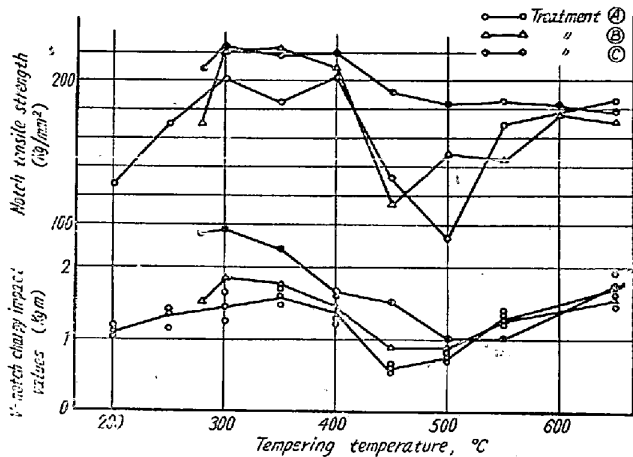


Fig. 1. Effect of tempering temperature on impact and notch-tensile properties.

は、膨脹変化における収縮開始温度に、ほぼ一致している。Fig. 2, Fig. 3 から判るように④における最もよい焼もどし温度は 300~400°C であり、③, ②では 300°C である。400°C 以上における脆化の回復は相当に遅い。④, ③, ②の各処理では、同一抗張力で④が最もよい機械的性質を示している。④のマルテンサイト+ベイナイトの混合組織は、③, ②の中間的な性質を示している。

文 献

- 1) A. G. Allten. et al: Trans. A.S.M. 45(1953) 498
 茨木, 奥村: 金属学会誌 19 (1955) 233, 226
- 2) C. H. Shih. et al: Trans. A. S. M. 48(1956) 86
 J. Vajda. et al: Trans. A.S.M. 49(1957)517

(116) 無変態合金鑄塊の鍛造性について (II)

(Timken 16-25-6 の引張り性, 曲げ性と鑄造組織の関係)

Forgeability of Transformation-free Alloy Ingot (II)

(Relation between tensibility, bendability of as-cast structures of Timken 16-25-6)

T. Yamane, et alius.

大阪大学工学部 工博 美馬 源次郎
 〃 大学院 工修 〇山 根 寿 己

I. 緒 言

前回において、Timken 16-25-6 の鍛造性と鑄造組織の関係を材料学的な立場より、池島氏の実験に使用した

磁石により引き起される感応電流が加工速度に比例する原理を利用する装置により、歪一応力曲線を解析した。そして、鑄造組織である柱状晶を軸方向に、また柱状晶の軸方向と直角方向に柱状晶, 粒状晶をおのおの動的にまた静的に圧縮した場合に生ずる違いについて述べた。

本報では同じ試料について、引張り, 曲げ, 試験を動的, 静的におのおの行つた場合についてえた結果を述べる。

II. 試片の製作および実験方法

Timken 16-25-6 の 20×20×40 cm の鑄塊より、それぞれ単一柱状組織, 単一粒状組織を切り出し引張り試験のためには 3mm×3mm の断面を有し、長さ 12mm を引張り部分とする試片をサーフェスグラインダーにて仕上げた。動的引張り試験には、アイゾットを改良した試験機, 静的引張りには 1500 lb 引張り能力のあるドウエニソン社製引張り試験機を使用した。また曲げ試験のためには、3.5×4.2mm の断面で長さ 30mm を標準とする試片を作り 3.5mm の厚さ方向に曲げた。曲げ試片の支えの間隔は 15.5mm でその真中を 4.1mm の半円柱のハイスをはりつけたハンマーにて曲げた。静的曲げ試験には 1500 lb 迄引張れるドウエニソン社製引張り試験機を使用し、動的な曲げにはシャルピーを改良した試験機を使用した。試験温度は 600°, 800°, 900°, 1000° または 1100°C を採用した。

III. 実験結果

1 例として 900°C における静的引張り曲線を示すと Fig. 1 のごとくなる。次に静的引張りの抗張力, 動的引張りの切断迄の破壊エネルギー, 静的引張り, 動的引張りの場合の伸びを試験温度に対して図にして示すと、Fig. 2 のごとくなる。

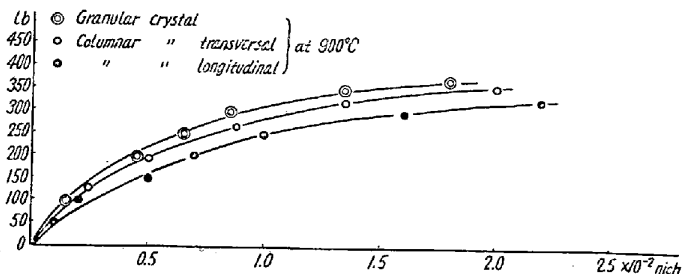


Fig. 1. High-temperature load-elongation static diagram at 900°C

このように引張りの場合でも、前回報告した圧縮試験におけると同様に、変形抵抗の大きさは、自由晶, 柱状晶を軸方向に引張つた場合軸方向と直角に引張つた場合の順に小さくなっており、また、加工エネルギーの動的と静的な比も圧縮の場合と似た結果がえられた。