

## 抄

## 録

**マルテンサイト変態機構** A.B. Greninger and A. R. Troiano *Journal of Metals* vol 1, 9 (1949) p590~98

マルテンサイト生成の機構に関する二つの新しい結果即ちオーステナイトとマルテンサイトの個々の結晶の間の格子関係の正確な評価とオーステナイトがマルテンサイトに変態する時のオーステナイトの體積が受ける位置變化の測定及び解析の結果を示している。約 22% ニックルと 0.8% 炭素を含む鋼のマルテンサイト変態を X 線と顯微鏡により調べ、マルテンサイト型變態に於ける原子の移動を示した。マルテンサイト結晶は二つの同質の剪斷過程によりオーステナイトから形成される。變態の際の兩相の格子関係及び位置變化を圖解している。最後に補註として剪斷に関するステレオ投影による解析方法を詳しく述べている。(牧野 昇)

**鋼に及ぼす B の影響** W.E. Bardgett, L. Reeve, *Journal of Iron and Steel Inst.* 1949 Nov.

鋼に B を添加した場合の機械的性質に及ぼす影響を知る爲に著者は 18lb 高周波爐で熔解した丸棒試料を作り抗張力其他を測定した。其の結果普通の C% の鋼に Mo 及び B を加へたものは機械的性質、接合性等に於て非常に良好な性質を示し例へば 0.14% C, 0.40% Mo, 0.0016% B を含有したものは降伏點 75000 Psi, 抗壓力 85000 Psi を示し、延伸率、靱性共に非常に良好であるがこれと同成分で B を含有しないものは抗壓力 68000 Psi, 降伏點 38000 Psi で特に降伏點は 1/2 である。然もこの場合 Mo の添加量が少いと餘り B の添加の効はなく Mo が 0.3% 位から急激に効果が現はれる。又 Ni, Cr, 等を添加すると Mo の添加量を少くしても高度の機械的性質を示す。例へば先の例の Mo 0.4% の代りに Mo 0.2%, Ni 2.0%, Mn 1% 或は 0.25% Mo 1% Cr でも同様の値を示した。

以上の様な好結果を得る爲に添加する B は實際操業の場合には取鋼添加で充分であり鋼塊中で偏析する事も認められない。(石野 亨)

**軟鋼の降伏と時効** (J.H. Plam; *Metals*, 3, 1949, 97—106, 120—6)

I 降伏現象: 周知の通り軟鋼の降伏現象は便宜上應力—歪曲線で論ぜられてゐるが、この現象の原因はフェライト結晶粒の内部又は周邊部で析出現象が起るために

歸せられるべきでなく、格子内に溶け込んでゐる C 及び N によるものと思はれる。不連続的な特徴あるこの現象は、歪り面のゆるみをひき起し、最初の結晶内の剪斷應力を減じている弾性變形の最中に、格子内で C と N が起す擴散の機構と関係があるらしい。塑性變形が起つて後、歪り面は内部應力によつて弛められたまゝ残り、時効の間内部應力が減少し、稍減するにつれて再び結び合される。なお室温に於ける歪速度の影響、及び降伏現象に於ける温度についてなされた他の研究者の結果をも著者の提唱した理論によつて説明してゐる。

II 鋼の應力時効: 歪時効と焼入時効とは基本的に異るとの結論を下した。應力—歪曲線の連続的な部分に關する範圍では、歪時効は、變形の間に形成された不完全な格子の所謂歪り帯の部分に C 及び N の原子が移動するために惹き起されるらしい。これらの熱力學的に不安定な部分では、溶解度が大きいにちがいないからである。時効の間に於ける變形に對する抵抗の増加は、C 及び N の含有量が増したために前述の不完全な部分が硬化してゐるためである。いわゆる過時効は、完全な格子への回復又は再結晶に基いて説明される。(葛生 秀)

### 滲炭及び窒化した鐵結晶の降伏現象と歪時効

H. Schwartzbart and J.R. Low. *Journal of Metals* vol 1, 9 (1949) p 637—45

低炭素鋼に最も明瞭に現はれる降伏點現象と歪時効の現象の機構に對して多くの説明が提出されているが、これらに對する完全な實驗結果は充分でない。降伏點現象を解釋する一つとして結晶粒境界の蜂窩構造を考えているが、これを決定する有力な方法としては單結晶に於いても際伏點現象が現はれるかどうかを測定することである。本論文は鐵の單結晶について、水素處理した場合、窒化及び滲炭した場合の應力—歪曲線を測定し、同様な試料の多結晶の場合と比較している。降伏點は炭素又は窒素を少量を含む鐵の單結晶にも見出される。したがつて屢々示唆される結晶粒境界膜の存在のために多結晶の降伏點が現はれるのではない。炭素又は窒素の少量を含む鐵單結晶に於いても歪時効が觀察され、降伏點現象は多結晶の場合にも單結晶と同じく歪時効によつて増加する。(牧野 昇)

### 滲炭層に現はれる所謂“黑鉛”について

(John Welcher; *Metal Progress*, 45, No. 3, March.

1944, 486—7)

約 20 種の鋼に、Ba 及 Ca 鹽の促進剤を入れたコークス及び木炭による固態滲炭や、少量の炭化水素と若干の Co を含む氣體滲炭、及び生のまゝの天然ガス等を用ひて研究した。試料には Armco 鐵、NE 9420 鋼及び Cr, Ni, Mo, Si, Al 等を種々變化した材料を用ひた。結果は次の如くで、(i) 固態滲炭の際 Ba 促進剤は Ca 促進剤より粒界をひどく侵す。少量の CO を含む天然ガスは表面を侵さぬが、CO 約 20% を含む人工ガスは表面を侵す恐れがある。(ii) 粒界物質は滲炭の際生ずるもので、冷却方法や冷却時大氣に曝された事等附隨條件に左右されない。(iii) Si と Al の存在が特にこれを生ずる原因となる。0.26 Si, 1.10% Al を含む窒化鋼、Ba 促進剤を加へた木炭—コークス滲炭剤で滲炭すると、表面下 0.001~0.002 in 迄無数の細かい物質が現はれる。之は一般に黒鉛と考へられてゐるが、この眞否を次の様に追及した。

(1) Si 及び Al の黒鉛化作用を考へるとき、(a) Si は勿論黒鉛化を促進する元素であるが、これに反する性質の Cr を加へると粒界に見られる所謂“黒鉛”は抑制されるはずであるが、実際には此の様な事は起らない。(b) Si がより多量の鋼でもこの物質は必ずしも多く現はれると限らない。(c) この物質の現はれてゐる材料を再加熱しても、強い脱炭性の氣中で加熱しても、形態が變つたり、亂れたり、量が變化したりしない。(2) 偏光を使つて檢鏡すると、この“黒鉛”と云はれてゐる物質は、HF で其内の硅酸分を除いた残りが  $Al_2O_3$  の様に異方體として認められる。

著者の見解によれば、この物質の生成の原因は O よりむしろ CO より生ずる O にある。即ち、 $2CO + 3Fe = Fe_3C + CO_2$  の反應が行はれる際、1分子の CO は一時的に解離するから、このときの發生期の O が Si 及び Al と結合して本題の物質をつくる。但し、この時 Si 及び Al は上記の反應の行はれるオーステナイト粒の面へ擴散するものとして考へてゐるが、この擴散の理由は不明である。(長谷川正義)

**α 鐵中の炭素の擴散と溶解度** J.K. Stanley,  
Journal of Metals vol. 1, 10 (1949) p 752~59

α 鐵中の炭素の擴散は γ→α 變態、脱炭及び磁氣餘効果などの諸現象に、また α 鐵中の溶解度は脆性或ひは時効現象に重要な關聯を持つてゐる。本論文はこの問題のより詳しい數値を求め、またこれに對する理論的考察を行つたものである。

α 鐵中の炭素の擴散は Van Orstrand-Dewey 法及び

Grute 法の二つの方法により決定される。前者は 0.68% の高炭素鋼より炭素を含まない鐵えの炭素の擴散より求め、後者は高炭素フェライトより低炭素フェライトへの擴散より求める。兩者共に同じ値が得られた。α 鐵中の炭素の擴散は次式で表はされる。

$$D\alpha = 7.9 \times 10^{-3} \exp(-18,100/RT)$$

炭素の擴散は結晶粒、脱炭、硅素又はコバルトの少量の添加によつて影響を受けない様に思はれる。

次に α 鐵中の炭素の溶解度は、725°C 以下は Van Orstrand-Dewey 法により、725°C 以上は脱炭法により決定された。兩者の方法共に 725°C の最大溶解度は 0.019% で一致した。514~910°C の間の溶解度曲線が求められている。(牧野昇)

**電子顯微鏡の冶金的應用** G.A. Geach Metallurgia, vol. 41, No. 242 Dec., 1949. p 115—120

1949 年 11 月、ロンドンに於て、The Institute of Metals 外 7 つの學會が共同で、「電子顯微鏡の冶金學への應用」に關する談話會が開かれた。この論文は、その時の各論文の概要を述べたものである。その談話會では Metropolitan-Vickers EM-3 及び Philips 電子顯微鏡が展示され、レプリカ技術の講習があつた。

この應用は甚だ難しい課題で、現状では「電子光學自體以外の科學領域では、まだ實際の重要な成果を擧げてゐるのは、電子顯微鏡の 2% に過ぎない、」

電子顯微鏡寫眞はレプリカ法で作られるから、全く見なれない寫眞を出されて、これが極く普通の組織の大きく擴大されたものと言はれても容易に納得出来ない。生物試料とちがつて、冶金上の試料では、低倍率の外挿で解釋するわけにゆかない。今一つ、調べている視野が大變小さいので試料面を代表しているかどうか分らない。

例へば Hume-Rothery 博士が質問したように、共析鋼のパラライト中のフェライト及びセメンタイトの比が 7:1 からズツと離れて見える説明が充分つかない。

普通の檢鏡では組織の成分をよく識別させ、結晶粒界もあらず腐蝕法は、今の目的には仲々理解出来ない鋸齒狀の所謂「結晶學的蝕刻」組織を示すことがある。例へば Ni-Cr 合金、滑りをおこした Cr-Mo 鋼、Al 酸化物(レプリカに陰を付けても附けなくともよい)、鐵の Formvar レプリカ、Al 合金或は陽極酸化した膜に見られ、纖維狀組織やモザイクの構造の研究に役立つ。これは Ag に見られる熱蝕刻像に似て、結晶の對稱性に關係している。

次の應用は折出の現象で、焼入焼戻鋼のソルバイト、トルースタイト、ベイナイト及びマルテンサイトが研究

された。0.7% C 焼入鋼を常温時効した所、7 週間で析出が認められた。然し普通の光學的方法では 250°C × 1 時間の時効で始めて見られる。

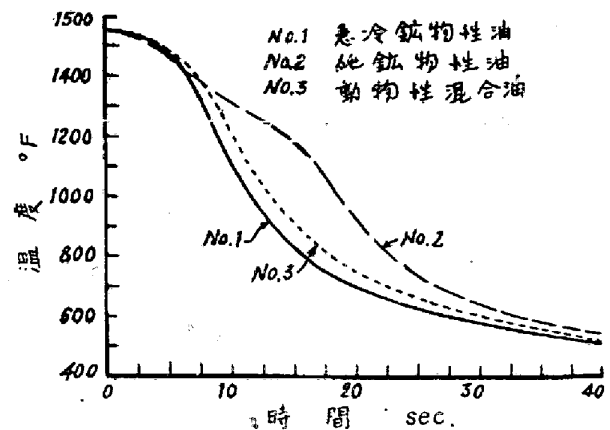
Trotter & McLean によると、マルテンサイトを焼戻してゆくと、170°C で微細な析出、200°C で不連続な小板、700°C で丸い粒子が見られ一方鋼の沃度残渣を X 線で調べた時、約 250°C に焼戻したら、薄いセメント板と共に六方構造が認められた。この外 Al 合金 Al-Mg, Al-Ag, Al-Cu 合金, Al-0.78% Mg-0.5% Si 合金の析出や Al-7% Mg 合金の應力腐蝕を扱った。析出に関する研究では、X 線廻折と電子顕微鏡寫眞を組合せて研究することが望ましい。

次に純 Al の滑り帯を調べたら、それが層状要素から出来ていて、一定の變形度に對しては、變形温度が上るにつれて、要素の数は増したがその間隔は廣くなつた。

最後にレプリカ技術と金屬面の腐蝕を關連して扱はねばならぬことを強調し、金相學に於て、レプリカを必要としない傾斜角顯微鏡の有用性に觸れ、これは今迄はドイツの Siemens 製品のみであつたが、イギリスでも計畫されていることを述べた。(松下 幸雄)

**焼入油の冷却能** (B.B. Wescott and L.W. Vollmer; Metal Progress, 47—5, May, 1945, 935—6)

周知の如く、焼入剤の冷却能力に對する研究は相當多く、例へば Spring 等 (Trans. A. S. M. vol. 33, (1944), p. 42) の實驗には少くとも 2 秒の周期を持つた檢流計を使用してゐるので、測定上時間的な遅れを生じ、そのため異なる焼入油の冷却曲線も似たものとなつてゐるのではないかと考へ、著者等は 0.0192 秒の周期を持つオツシログラフを用ひ、1500°F から各種焼入剤中へ、Spring 等と同様 18—8 Ni—Cr オーステナイト不銹鋼の 13/16in の試片を焼入れ、このとき試片の中心の温度降下と時間の關係を求めた。熱電對はそのまゝ 1500°F から鹽水中に焼入れた處、750°F で 14,300°F/秒の速度で冷却した。實驗の結果は Spring 等によるものと異つて居り、双方同じ動物性混合油で油温 130°F に對し 300°F の冷却速度が Spring 等は 32.4—29.6°F/秒、著者等は 80°F/秒であつた。これは明らかに周期の長い檢流計の動的又は偏れの特性の表はれが、油の焼入能力の大きさより強く出て了ふため、この場合どんな油も大體似た冷却曲線を示す事になる。然し實際には著者等の實驗で得られた圖に示す様な曲線となり、各油によりそれぞれ冷却が行はれる。例へば、1300°F で緩冷の純鑄物油は 32°F/秒 (No. 2 曲線)、急冷鑄物油は 92°F/秒 (No. 1 曲線)、前記の動物性混合油 (No. 3 曲線) は急



冷油と似た曲線である。實用的な範圍内では、油温を上げて焼入能力に殆んど或ひは全然影響ないことも再確認した。上述の動物性混合油は相當高い割合の鯨油を含むので高價であり又鑄物性油程の化學的並びに熱的安定性を持つてゐない。(長谷川正義)

**鑄鐵のチルに及ぼす Te の影響** C.R. Austin.

"Foundry" 1949, July p. 74

著者は鑄鐵に Te を添加した場合チル層に及ぼす影響添加の方法、實際の應用例等について述べてゐる。

A Te を添加した場合の影響

1. 0.1%—0.005% 或はそれ以下でも充分チルを促進させる。
2. Te によりチルさせた場合は Cr 其他の様なカーバイドを作る元素によりチルさせた場合よりチル層と鼠鑄鐵の層との境がはつきりとしてゐる。
3. 再熔解した場合は Te の効果は消えてしまふ。
4. チルの度合、深さ等は Te の量と共に増加し又添加した Te の量が等しい場合は添加された鑄鐵の性質即ちチルの難易による。

B 添加の方法。

1. Te 又は Te—Cu 合金を粉末或は小球として取鍋中に添加する方法。
2. 薄い銅の板に Te の粉末をはきみこれを取鍋中に添加する方法。
3. 鑄型又は中子に塗り又は吹付ける方法。
4. 鑄型又は中子の肌砂中に Te の粉末を混入する方法等がある。

取鍋に添加した場合の一例を示せば下表の如くである。

添加した鑄鐵成分は C 3.0%, Si 1.35%, Mn 0.8% S 0.95% P 0.15% 試料は 2×2×4 吋の型に鑄込み冷却後中央より切斷し断面 2×2 吋で測定した。

Te 添加量 %	ブリネル硬度	
	角	中心
添加せず	207	207
0.0025	370	370
0.005	437	437
0.025	437	437
0.050	437	437
0.10	437	437
0.2	415	415
1.0	415	430

塗型及び肌砂に混入する方法は例へは齒車等で齒の部分ヲチルさせると云ふ様に部分的にチルさせる場合に有效である。

塗型の時は Te の粉末にシリカアルミナ等の粉末を加えた物を用いてゐる。又肌砂へ混入する場合 5~10%位の Te 粉末を加へれば充分局部的なチルが得られる。

(石野 享)

鑄鐵に及ぼす B の影響 Iron Age, Oct 27, 1949

p 76

National Bureau of Standards の A. J. Krynitsky と Harry Stern は鑄鐵に B を 0.001~0.48% 添加して、組織と性質に及ぼす影響について研究した。

その結論は次の如くである。

- (1) B を添加すると次第に過冷の程度を増加する。
- (2) " 次第にチルの深さと硬度を増加する。
- (3) " 次第に析出するグラフアイトの大きさと量が減少する。
- (4) B を添加すると次第に遊離炭化物の量が増加する。

(堀川 一男)

昭和26年

日本工學會手帳

豫約募集

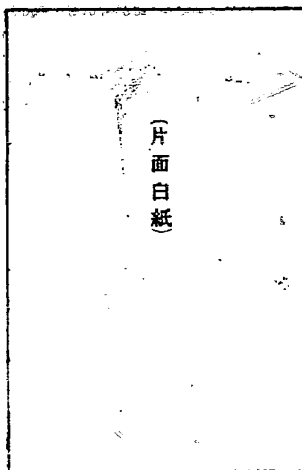
様式

大野式

經歷16年

昭和 年 月

26	
27	
28	
29	
30	
31	
1	



大 小 ハガキ版 定價 100 圓

豫約締切 10 月 15 日 送料 10 圓

發 送 12 月上旬 申込先 日本工學會又は所屬學協會

(使用者各位の御意見に従い表紙その他に改良を加えます)

社 團 法 人 日 本 工 學 會

東京都千代田區丸ノ内 1-2 日本工業俱樂部内

電話丸ノ内 (23) 7 0 6 番

振替東京 5 0 5 5 番