

抄 録

—鋼の製造—

Si による鐵の脱酸 (E. L. Evans and H. A. Sloman: British Iron and Steel. Inst. vol. 172 Part 3 Nov. 1952. 296~300)

鐵の種々の元素による脱酸生成物研究の中 Si に関する報告である。鐵 300~400g をアルミナルツボで真空熔解し鐵製カプセルに入れた粒狀 Si をマグネチックな操作でこれに加え、真空中のまま冷却してインゴットを作った。酸化鐵は豫めルツボの底の孔に埋めて栓をしておく。出来たインゴットを縦に4等分し、真空熔融分析、アルコール沃度法による殘渣の採取、Si の化學分析用試料採取を行つた。殘渣の抽出は化學分析用は 65°C、X線分析用は 30°C とした。豫めインゴットの断面を檢鏡し頭部に 1mm 厚のひどい偏析を認めたので、頭部 4mm は削り棄てた。

O に対して Si が過剰ならば主要脱酸生成物は純粋な SiO₂ である。熔鐵中に殘留する Si の量が 0.1% 以下に減じる時は、鐵と平衡する鋼滓は FeO を増す。かような組成範囲では脱酸生成の介在物は2種の相混じないガラス質と fayalite を含み、fayalite は wüstite 及び magnetite と共存する。脱酸生成物のアルコール沃度分離法の適用に何等の困難もないが、たゞ wüstite 及び magnetite のあるものは FeO として O を定量すると誤差が生ずる。(木戸行男)

—鐵及び鋼の鑄造—

熱風キューボラとその冶金的應用の可能性

(K. Guthmann: Stahl u. Eisen, 72 (1952), No. 10, 545)

豎爐は反射爐に較べて熱經濟であるところから平爐の製鋼に備える豫備的熔鐵設備として冷風キューボラ及び熱風キューボラを比較検討し、熱風キューボラの適用は製鋼工場に必要とする化學組成と溫度との熔鐵を得るに好都合であることを述べている。熱風キューボラでは灰分の多い低級コークスの使用が可能であり、他の場合には不適當とされる銹びた酸化鐵を多く含む安價な装入をなし得て低珪素低硫の 1.5~3.5% C の熔鐵が得られる。熔鐵中の C はコークス或はそれに無煙炭を混ぜたもので加炭するが、C 濃度は熱風の溫度、熱風量、燃料の性質及びその

量、並びに鐵滓の量と化學組成とによつて任意に選ぶことが出来る。100% 鋼屑の装入で 4% C の鉄鐵を得ることも出来るがその時は Si も又高まる。熱風キューボラでは冷風キューボラに比して 100~150° 高温の熔湯を出すことが出来る。コークス消費は 160~200kg/t で足り熔解能率は約 40% 増加する。現在の熱風キューボラは冷鉄と鋼屑及び鐵石を装入し 200~500°C の熱風を送り 1500~1600°C で出湯し、こゝで脱硫する。その際に 160~180°C の溫度降下がみられる。次に合金元素を添加し、その後は鑄物工場の風鑄物 (1400~1450°C) にするか酸性轉爐に注入 (1350~1450°C) して吹製して鑄鋼にする。或は又合金元素の添加後混鉄爐に入れ鹽基性轉爐の吹製を経て更に平爐の仕上げ精練をする。熱風キューボラの熔湯の化學組成や熔解設備について詳細な記述がある。(岡本正三)

鑄鋼用鑄物砂及び塗型材の熱的膨脹及び收縮

(D. V. Atterton, Foundry Trade Journal vol. 93 No. 1872)

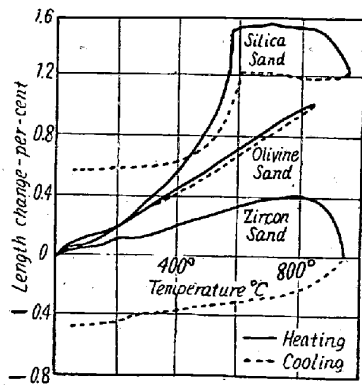
造型材料の膨脹收縮の特性は Scale, buckling, rat tail 等の鑄造缺陷に關係をもっているが、それと同時に塗型材が熱的變化で割れを生ずる場合は、塗型自體の膨脹特性及び之れが塗布されている基地の砂の變化による兩方から考えられねばならない。

此の意味より此の實驗は非常に興味深いものを呈示している。

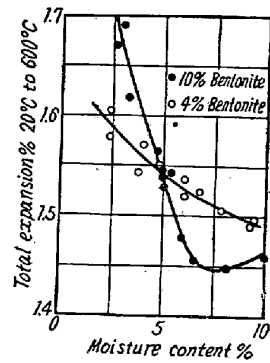
實驗には各材料を 5.6φ の棒狀にしたものも用い、104°C に5分間加熱して冷却した後、300倍の倍率に膨脹收縮をとらえようデラトメーターに光學装置をつけている。

試験砂は Silica, Zircon, Olivine を用い、粘結剤として Bentonite を加えている。塗型材は前記三つの砂の微細粒子で試験した結果を出している。

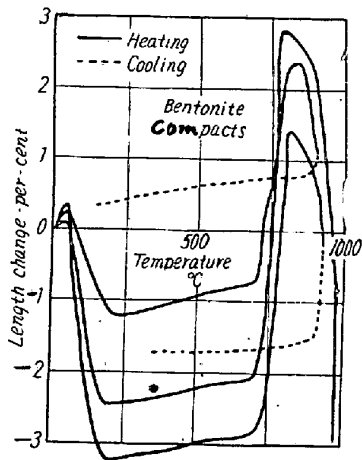
第1圖は Zircon, Olivine, Silica 試片の膨脹收縮曲線で、Zircon, Olivine の膨脹は規則的であるが Silica の場合はよく知られた α→β 變化のため 575°C で不規則となつている。之等の試片は何れもペントナイトで粘結させたものであつて、850°C を越すと收縮を起す。之はペントナイトが此の溫度でおこす二次收縮に起因するものと考えられる。第2圖にはペントナイトと水だけ



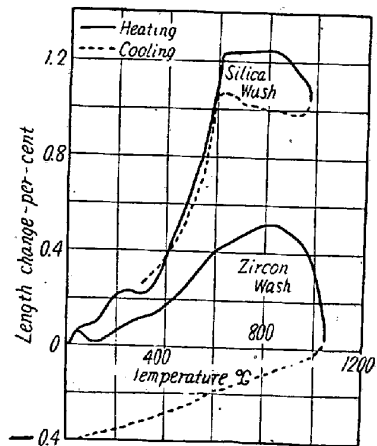
第 1 圖



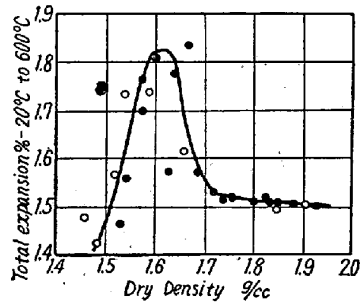
第 4 圖



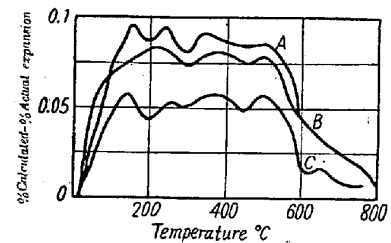
第 2 圖



第 5 圖



第 3 圖



第 6 圖

で作った試片の膨脹収縮を示し、水分の多いものが第一次の収縮が増大する。之は物理的に吸収された水分の放出によるものと考えられる。825°Cでおこる収縮は化學的結合水の放出によるものと考えられる。

試片のつきかため度の相違により膨脹は如何に變化するかは第3圖のようになつてゐる。之に依るとつきかため方の柔いものは伸が少いが次第にかたくつきかめると伸が max になる點を通つて又低下してゐるのが判る。然し此の max の點は水分及び粘結劑の變化によつて移動するものと考えられる。

第4圖はベントナイトがそれぞれ4及び10%の珪砂に於て、水分含有量が變化した場合の20~600°C間の

膨脹を示す。水分の少ないものでは粘結劑の力が充分發揮されるだけの水分がない爲、ガス壓による影響が出て伸は大きい。そして水分が増してくると粘土分も充分その本來の強さを出してくるので、内包された空洞内にガス壓が高まつても結合をこわされる事が少くなり伸はへつて來てゐる。10% ベントナイトのもので水分が増した場合伸がふえている點は、ベントナイト自體に起るシュリネージクラックによるものと考えられる。

第5圖は各塗型材の膨脹収縮曲線である。第1圖と比較すると其處に差のあることが判る。故に砂にそれと同一原料の塗型を施すと塗型材と砂の間の伸が異なるため應力が生じ塗型にクラックを生じる。

その應力の大きさを表わす一つの方法として第6圖のような實驗を行つてゐる。即ち試片の長さより計算で出る

伸びとその試片に塗型された場合の実際の伸の差を縦軸にし温度を横軸にとつてゐる。此の圖は砂は珪砂を用い塗型は Zircon を用いた例であつて、上記の値は 150°C 位で 0.1% より一寸少い所へ急に上つてゐる。此處で明かに塗型内に於ける抗張力が塗型を破壊し、そしてクラックを生ぜしむるに充分な値になつてゐると考えられる。此のクラックの生起により上記の値は下り、500°C 迄此の種のクラックが新しく起る爲曲線は振動し、500°C~600°C で珪石に大なる伸が生じるためクラックを引きさいてしまうので更にその値は低下してしまう。

(岡林 實)

セミキルド鋼塊の肌下組織

(R. Wogin and A. Goodall; Journal of the Iron and Steel Inst. 171, (1952)154)

セミキルド鋼塊の肌下組織(subsurface structure)に及ぼす取鍋添加脱酸剤(Si-Mn)の量、含有C量、其他の影響を確認する目的で研究を行つた。熔解は 300t の傾注式平爐によつて行い、80t 取鍋に受けてボイラー用及び造船用偏平型 10t 鋼塊に鑄込んだ。出鋼時のスラグの Fe 含有量は 11.0~13.5% を目標とし、C 含有量を變化させるには無煙炭を取鍋に添加した。尙アルシミン(Si 35, Al 50)を注入末期に適量使用して鋼塊の頭部が平又は僅かに凸形になるように調節した。

脱酸剤使用量とC含有量によりセミキルド鋼の肌下の組織はA, B, C及びDの4種類に分類することが出来た。

Aは取鍋均衡型(ladle balanced)とも稱すべきものでキルド鋼塊に近く、肌に極く接近して微細な氣泡を有するが、その内側は健全な型である。微細氣泡は均熱爐加熱中に熔け去るので壓延後の肌は優秀である。B及びCは中間型(intermediate)でAと次に述べるDの中間に相當する。この型では均熱爐作業中に氣泡が現れて酸化され、壓延後 spongy 或は seamy な肌となつて面白くない。Dはリムド型(rimming)とも稱すべきもので、表面に 3/16 吋以上の厚いスキンを有するから特に均熱爐作業に異常のない限り氣泡が出現することがなくて、壓延後の肌は優秀である。

これ等の鋼塊の分類を行うには鋼塊高さの中央附近に於てコーナーのスキンの厚さを調べれば大體鋼塊全體の代表と見做し得ることが判つたが、D型に関しては氣泡が鋼塊の下部にしか存在しないので鋼塊の下部に於て調べる必要がある。

取鍋添加の脱酸剤の量が増加する程當然D型からA型

の方向に變化して行くが、この變化は脱酸剤使用量の少い側で顯著である。Cも脱酸剤の量と同じ傾向を示した。

注入速度はD型には著しい影響を及ぼし、低速程スキンは厚くなるが、A型に於ては殆んど影響しないことが判つた。取鍋中にスラグを入れた場合と、特にスラグを入れないようにした場合を比較したが、前者の方が他の条件が同じ場合にはD型に近くなる傾向が認められた。

壓延後の肌を統計的に調査した結果 spongy 又は seamy の缺陷は主として中間型の肌下組織に起因するものであることが明かになつた。従つてリムド型又は均衡型に移行させるのが得策である。但しリムド型で餘りスキンを厚くすると blister, pipe 又は lamination による損失を起し易くなる。(堀川一男)

—鐵及び鋼の性質 物理冶金—

機械的性質に及ぼす残留オーステナイトの影響

(L. S. Castleman, B. L. Averbach and Morris Cohen; Trans. A. S. M. 44 (1952) 240)

焼入した AISI 2340 鋼(C 0.36%, Ni 3.53%, Mn 0.87%)は6%の残留オーステナイトを有するが、これを液體窒素中で2時間再冷却すると2%に迄減少した。こゝに残留オーステナイト量は、著者等が前に報告したX線強度積分法によつて決定した。この残留オーステナイトは 205°C 迄の焼戻では何等の變化もないが、併し 260°C 1 時間焼戻により全オーステナイトが事實上完全に分解してしまう。一方、引張試験片の標點距離内にある残留オーステナイトは、局部收縮前の荷重で分解する。又 Slow-bend Test したものに就いてみると、切欠に近い小範囲でも分解していた。

次に焼入鋼と、之を更に再冷却したものに就いて0~370°C間の焼戻による機械的性質變化を測定して残留オーステナイトの影響を検討した、即ち残留オーステナイトは弾性限・降伏點、破斷應力及び引張に於けるエネルギー吸収を何れも減少することを見つけた。更に著者等が最も力を入れ統計的方法を使つた Slow-bend Test により、切欠性質を測定した所、廣範な影響のあることが判つた。150°C以下の焼戻温度範囲では低い靱性を呈することは勿論であるが175°C~205°C間で靱性が著しく増加することは注目し得る。この温度範囲にてのみ残留オーステナイトの影響が現われる。即ち再冷却して残留オーステナイトを少くしたものとの方が高い靱性を示す。260°C~390°C間では切欠靱性は減少するが、之は残留オーステナイトの分解によるのではなく、Martensiteの性質である

らしいと云つて居るが、當然焼戻 Martensite を指しているのである。

さて残留オーステナイトの最悪な影響は弾性限と降伏點に現われる。併しこの残留オーステナイトを焼戻により Bainite に變態させるか、又は焼戻前に再冷却により Martensite に變えておけば之等の性質は改善される。

次に残留オーステナイトは抗張力や破斷迄の伸びには大して影響しない。之等の關係からみて、靱性と強度を兩立させようとするには、再冷却と 205°C 焼戻を行うと弾性限 105kg/mm², 降伏點 179kg/mm² 抗張力 203kg/mm² 伸び 10%, 斷面收縮 40% は期待出来る。

(花井 俊)

f 數種の高速度鋼に於ける主なる炭化物のマイクロ硬度に就いて

(P. Leckie-Ewing: T.A.S.M. 44 (1952), 349~366)

數種の高V型、高W型及び W-Mo 型の高速度鋼に就いて主要な炭化物のマイクロ硬度を測定し、併せて各炭化物の大體な量的關係に觸れている。炭化物の識別は Blickwede, Cohen, 及び Roberts (T.A.S.M. 42(1950), 1161) の方法に據つて居る。即ち 1% クロム酸溶液中で不銹鋼陰極を用い、3volts にて 3~5 秒電解腐蝕を行うと炭化物 MC (VC 又は V₄C₃ を主體とする) が黒く着色し、又 KMnO₄ にて飽和せる 4% NaOH 溶液に 5 秒間浸漬すると、M₆C (Fe₃W₂C 又は Fe₄Mo₂C を主體とする) が褐色に着色する。マイクロ硬度は Eberbach 硬度計を使用し、これは 136° の Vickers 型ダイヤモンド錐を備え、荷重 25g で測定した。焼入焼戻状態の高V型高速度鋼中に存在する炭化物が少なくとも 2 種あり、その一つは MC で炭化物全量の 25~40% を占め、非常に硬く、Rc 硬度 83.5~85 (VPN 2700~2990) に相當し、純 WC の硬度よりも Rc 1~2.5 高い。今一つの炭化物は M₆C で、これは比較的軟く Rc 73.5~77.0 (VPN 1495~1812) である。高V型高速度鋼の耐摩耗性が良く、且つ研削性 (Grindability) が悪いのは主として前者 MC 炭化物が他の高速度鋼に比して多量に存在する爲である。

高W型及び W-Mo 型の高速度鋼も MC を含んでいるが、少量であり、特に前者に於て少い。そして炭化物の大部分は M₆C でその硬度は高V型のそれと同じである。(小高良平)

鐵の焼入時効 (A. L. Tsou, J. Nutting, J. W. Menter: J. Iron and Steel Inst., 172 (1952) 163)

α 鐵の過飽和固溶體から C が析出する間に起る諸變化

を普通の光學顯微鏡と電子顯微鏡とを用いて種々の時効温度と時間について追求している。鐵の焼入時効硬化は α 鐵中の C の過飽和固溶體から炭化物が析出することに基づいている。試料は 0.026% C, 0.0057% N その他極めて微量の不純物を含有するもので、これを 700°C に 2 時間加熱し次いで氷水中に急冷したものを用いた。100°C に時効せしめるときには 1 時間後に最高硬度が得られる。この段階で電子顯微鏡を用いれば析出物の存在が認められる。その大きさは徑 300~500Å 程度である。その形状は輪廓が不鮮明で明らかでない。時効時間が 1 時間以上になれば析出物は成長しそれにつれて硬度が低下する。100°C で 16 時間保持後は析出物の形状は板状で厚さ約 500Å である。時効温度を 200°C に昇せばその變化は 100°C の場合に類似するが 5 分後に最高硬度が得られ、時間の経過と共に板状析出物が大きさを増しフェライト結晶内部の亞境界に選擇的に現われる。電子廻折によつてその析出物の構造は六方晶の ε 炭化鐵であることがわかつた。時効温度が 300°C に昇れば析出物の結晶格子變化が起る。この温度で 30 分保持すれば斜方晶の Fe₃C の廻折像が認められるが、顯微鏡組織には何等變化もない。更に温度を昇せば Fe₃C の粒子はフェライトの粒界で選擇的に成長しそれにつれて粒内及び亞境界部分の析出物の大きさと數とを減ずる。

時効中に起る變化の順序は、

過飽和フェライト → ε 炭化鐵

ε 炭化鐵 → セメントイト (Fe₃C)

この順序はカーボンマルテンサイトの分解中に認められる順序と極めて類似しているが、過飽和のフェライトはマルテンサイトよりも更に容易に分解する。このことはフェライト中で擴散を起すべき格子位置の變化がより大であることに基づくと考えられる。

全C含量 0.026% C の鐵試料は 700°C から急冷することによつてその中の 0.015% C を過飽和固溶の状態にすることが出来且つオーステナイトを粒界のフィルムとして含有することがわかつた。そのオーステナイトの組成は 0.85~1.7% C 或は 1.17~2.33% N 間にあると推測される。恐らく C と N との混合したオーステナイトとみられる。その存在を説明すべき機構は明らかでないがその生成の原因となるべき 2, 3 の因子が知られている。(岡本正三)

耐熱 25 Cr-20 Ni 鋼の σ 相脆化

(J. I. Morley, H. W. Kirkby. J. Iron and Steel Inst. vol. 172, part 2, Oct. 1952. 129-142)

25 Cr-20 Ni を標準とする鋼の σ 相生成とその機械的性質への影響を研究した。鍛鍊した棒鋼を用い 1050°C~1150°C から空冷又は水冷したものはフェライトなく全オーステナイトである。但しC含有量と固溶處理に應じて Cr 炭化物は多少ある。研究にはブロック試料並びに溶解残渣に對して顯微鏡及びX線を用いた。試料は市販品と 30lb の誘導爐で熔解、 $\frac{3}{4}$ "に鍛えた棒で、特定のものについて抗張力及アイゾット衝撃値を調べた。

0.10 C, 1.5 Si, 24 Cr, 20 Ni で言へば、1150°C で完全なオーステナイト、1100~925°C で Cr 炭化物を、それ以下で Cr 炭化物と σ とを長時間の間に析出する。 σ 相の組成は 42 Cr, 10 Ni, 3 Si, 残部 Fe である。 σ 相析出のためには Cr, Ni の擴散が必要なので時間を要する。粒界に σ を始めて見るのは 800°C で約 24 時間後、細粒鋼の平衡に達する時間は 1000hr 以上である。温度が低ければこれより長い。細粒のものは同じ温度ならば粒界の σ が比較的少く、硬度は稍々上り 15% の σ 相でも 20% 以上の伸を有つ。龜裂は σ 相に始まるが進行は緩い。アイゾットは著しく下る。

温度と σ の析出量との關係は僅かな組成の相異で異なる。例えば Cr 23→25%, Si 0.5→1.5% で 800°C の安定 σ 相は 5→20% となる。Cr, Si 次いで Mn が σ 促進劑で、 σ を阻むのは C, N, Ni である。C は Cr 含有の効果を減ずるのである。Ni の効果は緩い。炭化物安定劑 Ti, Nb は C の作用を減ずる。

研究範圍の組成では、 σ の安定な温度範圍は變化しても 700~850°C で σ を無くすることは出来なかつた。例えば σ 生成の上限温度は Si 2.7% では 975°C, Si 0.6% では 875°C である C 0.2% 迄の効果は緩かであるが 19.4% Cr, 0.18% C のみは σ が 725°C 以上では出なかつた。

室温での脆性は σ の量に關係するが、結晶粒度との關係が殊に深い。粒度數の増大と共に smooth に伸がよくなる。粗粒では σ がほとんど粒界に連なるが細粒ではそのようなことがないためと思われる。 σ を析出したものも高温の伸は悪くない。粗粒 (No 1~2) での試験で 20% σ のものが 800°C に於いて伸 14% (室温, 3%) を示した。

ある用途で鋼を選ぶのに σ 脆性と耐酸化性を考慮する時、何も σ 相の析出しないものをとる必要はない。衝撃には弱い但し細粒ならば伸はよい。併し粗粒のものは悪い。常温の伸は 2% 程度しか期待出来ない。(數表 II, 圖 4, 寫眞 27) (木戸行男)

軟鋼の機械的性質に對する壓延方向、冷間加工方向及び時効の影響

(C. F. Tipper: British Jour. of Iron and St. Inst. vol. 12, Part 2, Oct., 1952 143~148)

軟鋼板の塑性變形及時効が機械的性質に如何に影響するかを研究した。一枚の鐵板から 18"×3"なる矩形を壓延方向及びこれに直角な方向に切り取りこれに長さの方向に一樣に 3.75% 及び 10% の永久伸を與え、これより各壓延及びこれに直角方向の試験片を削り出した。試験の種類はアイゾット衝撃試験、抗張試験及び壓縮試験の 3 種であつた。時効は煮沸、煮沸後 250°C 及び 650°C で行つた。

塑性變形を與えることによつて衝撃値は低下する。抗張試験では抗張力、降伏點は上り伸は減ずる。塑性變形を受けたもの、降伏の仕方は壓延方向とこれに直角な方向とでは大いに異なる。壓縮試験の結果は引張りの場合よりも降伏點が稍々低かつた。要するに衝撃値に對して最も影響の大きいのは壓延の方向で、塑性變形による衝撃値の低下は work-hardening と strain aging に歸せられるが、同じ理由によつて降伏點並びに抗張力が上り伸が下る。Bauschinger effect で部分的に實驗結果を説明出来るが aging で回復のない點は説明が出来ない。aging による回復に對する Cottrell 及び Billby の理論とも矛盾する。micro crack theory は降伏點と伸との關係を説明するにはよいが、抗張力が增加することを説明出来ない。(數表 2, 圖表 4) (木戸行男)

鐵の歪時効への急冷時効の影響

(A. H. Cottrell and G. M. Leak: British Iron and St. Inst., vol. 172, Part 3, Nov., 1952. 301~306)

この研究のスタートは次の考えに立脚する。(i) 軟鋼の焼入時効は C 及び N が過飽和の ferrite から炭化物及び窒化物として析出することによる。(ii) 軟鋼の歪時効は塑性變形によつて自由になるか又は創られる轉位に C 及び N 原子が偏析することによつておこる。(iii) C 及び N を轉位へ束縛するエネルギーはこれらを炭化物及び窒化物として固定するエネルギーよりも大きい。(iv) 充分に加工された試料に於いては轉位によつて吸収される C 及び N の原子は屢々焼入時効後固溶状態に残る量よりも大きい。

實驗に用いた試料は 0.02 C, 0.003 N, 0.028 O, <0.01 Si, 0.15 Mn, 0.01 Al, <0.02 Ti, 0.024 P, 0.016 S, 0.03 Ni, <0.02 W, <0.01 V, <0.01 Co, 0.02 Cu, <0.01 Cr

<0.02 Sn, <0.05 Pb, <0.01 Mo, Zr, B はなしである。なほ $32\text{mm}\phi$ 線で、 930°C 30min 加熱、 710°C まで爐冷してこゝに 30min 保つて水冷した。適當に時効後 1% の永久伸を興え、歪時効した後應力—歪曲線を求めた。試料の兩端は滲炭してこゝを掴みとした。焼入時効温度は 300°C まで、歪時効温度は 30°C , 38°C , 45°C , 63°C とした。何れも油槽中である。

實驗の結果によれば、歪時効の速度は事前の熱處理の影響をうける。焼入のみのもゝ歪時効速度は $120\sim 300^\circ\text{C}$ に焼入時効したもゝ約 5 倍である。前者は C 及 N の固溶量が最大限であり、後者は殆んど全部析出している。歪時効の速度は C 及 N の固溶量及び擴散速度と密接な關係を有する。歪時効の初期速度と溶質の濃度の間に

は比例關係があつた。これは理論的に豫想された所と一致した。歪時効の絶対量も亦理論的推定量と大體一致した。低温焼入時効後の歪時効は C 及 N の平衡溶解度から考えられる値よりも高いが、これは析出物が小さい結果が溶解度を増すと同一効果を生ずるとして半定量的に説明される。適當に焼入時効すれば歪時効を非常に緩かになし得るし、N は高溶解度ではあるが擴散が容易なのでこれまた焼入時効が有効である。歪時効のない鋼を得るには Al の如き N への親和力の強い元素を加えて N を固定するのがよく同時に加工前に 200°C 位の温度で C を炭化物として析出せしめることが必要である。(1表 4圖) (木戸行男)

抄 録 募 集

抄録原稿の手持が手薄となりましたので奮つて御寄稿下さい。(薄謝進呈)

執筆要領は毎號掲載の抄録欄を参照して頂き、一題につき原稿用紙 3 枚程度に明瞭にお書き願います。

尚、原稿用紙は必ず 400 字詰のものを御使用願います。協會所定の原稿用紙がありますので、御請求次第お頒ち致します(一冊 30 枚綴 30 圓)。