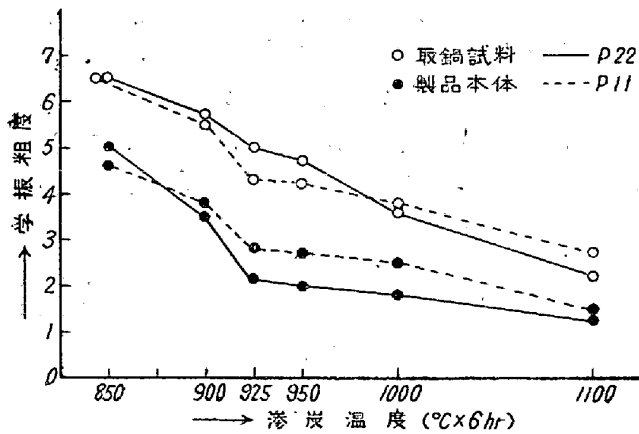


第1圖 取鋼試料と製品本体の粒度



第2圖 取鋼試料と製品本來の成長性の關係

II. 溶解, 精鍊及び鑄込過程の粒度及び成長性の変化

P-11 及び P-22 の溶解につき溶落, 酸化期末, 還元滓完成, Al 添加前, 鑄込初期及び鑄込後期の各期に溶解を杓で汲取り 7kg 試験鋼塊に鑄込んで約 15mm 角に鍛伸 (鍛造比=10) してこれを試料とし学振滲炭法における滲炭温度を 850~1100°C に変化させてオーステナイト結晶粒の成長性を調べた. その結果本実験の如き

供試鋼では各期の試料共細粒鋼の場合とは異つて明瞭な結晶粗大化温度を示さず温度に対して緩慢な成長を示すこと, 而もその成長性は鋼質と密接な関係のあること, Al 添加の効果は成長曲線の上には明瞭には認め難いことなどが知られた.

III. Al の存在状態と粒度及び成長性

鋼中 Al の分離分析により Al の存在状態と粒度及び成長性の關係を検討した. ここに注意すべきは本実験の供試鋼の如く Cr, Mo 等の親炭性の強い合金元素を多量に含む場合はこれらの元素の炭化物の挙動が粒度及び成長性に対して相当な影響を与えることが考えられる故これに関しても系統的な検討を行つている.

(54) 鋼の遷移温度に及ぼす C, As, Cu, Sn の影響

(Effect of Carbon, Arsenic, Copper and Tin on the Transition Temperature of Steels)

Toshisada Mori, Lecturer, et alii.

京都大学教授 工博 沢村 宏

京都大学工学部冶金学教室 工博○盛 利 貞

工 藤 田 清比古

I. 緒 言

極軟鋼が As, Cu, Sn, Mo 等を含む場合常温より 900°C の間の衝撃値 (以下 I. V. と記す) の変化について又極軟鋼の加工性に及ぼすこれら元素の許容含有量等については前報で述べ又 4 種類の炭素鋼がそれぞれ As を含む場合についても同様の実験を行いその結果は前々報で既に発表した. これら両報告の結果を検討すると常温附近で I. V. が低下する試料があり遷移温度測定が必要であることを示している. 今回これら試料について焼鈍状態における遷移温度 (以下 Tr. temp. と記す) を求めた. 焼鈍状態にある鋼材の Tr. temp. に及ぼす各種元素の影響については J. A. Rinebolt and W. J. Harris Jr. が系統的な実験を行つているが As, Sn については研究されていない. そこで筆者等は鋼の Tr. temp. に及ぼす As, Cu, Sn の影響を単独の場合及び共存する場合について研究し又同時に C の影響や一部の試料については Al, N, O 等の影響についても検討した.

II. 試料の準備

試料の作製方法は前報, 前々報に詳述した. 分析成分

も前 2 報に記したとおりである。熱処理方法は前 2 報とやや異なり鉛浴中にて $925(\pm 5)^{\circ}\text{C}$ に加熱し同温度に 1hr 保持した後室温迄徐冷し 350°C に再加熱し鉛浴が熔融すれば試料を取り出し空冷した。従つて試料はほぼ平衡状態にあると考えられる。次にこれをシャルピー衝撃試験片に機械加工した。Tr. temp. を求める場合は V ノッチを用いるのが常道であるが前 2 報に示した高温衝撃値と比較するために特に U ノッチを採用した。衝撃試験に於ける試料の加熱方法は前報と同様であるが 0°C 以下 -80°C 迄の冷却にはメチルアルコールとドライアイスとを使用した。

III. 試験結果及び考察

Tr. temp. には種々の定義があり唯一つの決定的なものがある訳ではないが Rinebolt 等によれば V ノッチシャルピー試験ではどの定義に従つても類似の傾向を示し特に異なつた結論を得ることはないと言う。しかしながら R. D. Stout and L. J. Mc Geady 及び R. W. Vanderbeck and M. Gensamer によると Tr. には fracture tr. と ductility tr. との 2 種類がありこれらは全く異なる性質の tr. であると言う。

この説は諸家によつて認められているので筆者等は、fracture tr. に相当するものとして最大衝撃値の低下し始める温度(定義 1)及び average energy をとる温度(定義 2)を選び又 ductility tr. に相当するものとして 15ft-lb となる温度(定義 3)を選んだ。この 3 種類の定義に従つて tr. temp. を求めた結果は次のとおりである。

(1) C の影響: 低炭素鋼では I. V. の最大値は大きく $30\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ 以上を示すのであるが或る温度以下では急激に I. V. が低下する。C 量が増加するに従い I. V. の最大値は次第に低下し又 tr. temp. range における I. V. の低下は漸次緩漫となる。しかも筆者等の結果によると定義 3 による tr. temp. は C の影響を説明することが出来ず定義 1 による tr. temp. は C 量にほぼ比例して上昇している。C による tr. temp. の上昇はフェライト及びパーライト周辺のカーバイドフィルムの生成により又パーライトの形状、パーライト部分の面積増加等によると言われているが C 含有量にほぼ比例して tr. temp. が上昇するから fracture tr. の上昇は恐らくパーライト部分の面積増加がその主要原因であると考えられる。

(2) As の影響: いずれの定義に従つてもほぼ同じ傾向を示し As が増加すると tr. temp. は上昇する。

その程度は極軟鋼において最も顕著であり O 含有量が増加すると As の影響は小となる。As が Cu 及び Sn と共存する場合も同様であるがいずれにしても As が 0.1% 以下であれば As による tr. temp. の上昇はほとんどない。

(3) Cu の影響: 極軟鋼においては 0.35% 以下の Cu は単独の場合でも Sn($<0.1\%$) と共存する場合でも又 Sn($<0.1\%$), As($<0.5\%$) と共存する場合でも tr. temp. に影響を及ぼさない。Rinebolt 等によると Cu は tr. temp. を僅かに上昇せしめる元素でその原因は Cu の析出によるとしているが Cu が 0.35% 以下の場合には析出を生ずることなく従つてほとんど影響を及ぼさないものと思われる。同氏等の実験結果も 0.03~0.50% の間の Cu は tr. temp. に何等の影響を与えていない。

(4) Sn の影響: 極軟鋼においては 0.1% 以下の Sn は単独の場合でも Cu($<0.35\%$) と共存する場合でも又 Cu($<0.35\%$), As($<0.5\%$) と共存する場合でも tr. temp. に影響を及ぼさない。

(5) Mo の影響: As 0.5%, Sn 0.05~0.1%, Cu 0.18~0.35% と共存する Mo 0.3% の影響を検討したが F 系列(系列の符号については前報参照)と H 系列とにおいては Mo は tr. temp. を低下せしめる傾向を示し G 系列と J 系列とにおいては逆の傾向を示した。しかも I. V. のバラッキが大きいのでこれらの結果だけでは Mo の影響を確認することが出来なかつた。

(6) Al 及び N, O の影響: Al の影響を考慮する場合は当然試料中における Al の存在状況即ち metallic Al, 酸化物型 Al, 窒化物型 Al について考慮する必要がある。本実験においてはこれらの分離定量を行わなかつたため詳細を論ずることは出来ないがおよそ次のごとくに推定される。即ち実験に使用した試料中の N 量は前報に示したとおりほぼ一定であるが O 量はこれに反し FO, GO, では小であり HO, JO では大である。又 Al 量は FO, GO が HO, JO に比較して大である。従つて窒化物型 Al は前 2 試料に多く後 2 試料は少いと思われる。前報第 4 表のオーステナイト粒度は FO GO が HO, JO に比較して小(粒度番号は大)となつており上記の推定が妥当なことを示している。tr. temp. に及ぼす O の影響については W. P. Rees and B. E. Hopkins によれば O は純鉄の tr. temp. を著しく上昇せしめる。しかし O が少量の Mn($>0.17\%$) と共存する場合は tr. temp. に及ぼす O の影響はほとんどなくなり又 J. D. Fast によると O は純鉄の tr. temp. を

上昇せしめるが極少量のC(>0.002%)が共存すれば例え0.13%のごとき多量のOが純鉄に含有せられても常温におけるI.V.は低下しない。筆者等の実験に使用した試料は0.0066~0.0145%のOを含有しているが勿論C及びMnも上記の含有量以上に共存するからOによるtr. temp.の変化はないものと思われる。さてAl含有量より判断するとFO, GOではOはほとんど Al_2O_3 となっておりHO, JOでは一部分 Al_2O_3 , 残部は SiO_2 , FeO又はMnO(或いはこれらの化合物や固溶体)になつてゐるものと思われる。上述の理由によつてOは Al_2O_3 型, SiO_2 型, (Mn, Fe)O型の如何を問はず恐らくtr. temp.に影響を及ぼさない。従つてtr. temp.に影響を及ぼすものはmetallic Al及びN含有量である。一般にAlキルド鋼はセミキルド又はリムド鋼に比較してtr. temp.が低温側にあることは良く知られている。Alキルド鋼中のNは A_1 点以下ではすべてAINとなつてゐると考えて差支えないから換言すればAIN型のN又はAlはtr. temp.を低下せしめる訳である。Al量の小なるHO, JOではmetallic Alはほとんど零であるからNは恐らく Si_3N_4 を生成していると考えられFO, GOではAl量が前2試料より大でありmetallic Alが存在し従つてNはAINを生成していると考えてよい。FO, GOのtr. temp.がHO, JOのそれに比較して低温側にあるのは以上の理由によるものと思われる。純鉄がNを含有する場合はもし平衡状態にあれば常温附近ではNはほとんどすべて Fe_4N となつてゐる。但しK. H. Jackによれば準安定平衡状態にあつて $Fe_{16}N_2$ が存在すると言ふが、いずれが存在するにしてもNは純鉄のtr. temp.を上昇せしめることがFastによつて認められているから Fe_4N 或いは $Fe_{16}N_2$ はtr. temp.を上昇せしめる訳である。従つてAIN型以外のNはすべてtr. temp.を上昇せしめることになる。(但しTiN, ZrN等については別に検討しなければならぬ。) Reinbolt等は0.018%以下のNはtr. temp.にほとんど影響を及ぼさないとしているが同氏等はNの存在状態について一切考慮を払つていないから同氏等の判定は不正確と思われる。転位論から考えても侵入型原子であるNがtr. temp.に大なる影響を及ぼすであろうことは当然予測されるところである。

IV. 結 言

1) Cは鋼のtr. temp.を上昇せしめる。その割合はパーライトの面積にほぼ比例する。15 ft-lbのごときductility transition に対してはVノッチシャルビー試

験ではC含有量の影響はないようである。

2) Asは鋼のtr. temp.を上昇せしめる。その程度は極軟鋼において顯著であるがC量が増加するとAsの影響は小となる。Asは単独の場合でも又Cu, Sn等と共存する場合でも0.1%以下であればtr. temp.に影響を及ぼさない。

3) Cuは単独の場合でも又Sn, As等と共存する場合でも0.35%以下であれば極軟鋼のtr. temp.に影響を及ぼさない。

4) Snは単独の場合でも又Cu, As等と共存する場合でも0.1%以下であれば極軟鋼のtr. temp.に影響を及ぼさない。

5) OはMn又はCと共存する限り鋼のtr. temp.に影響を及ぼさないであろうと思われる。

6) AlN型のN又はAlは鋼のtr. temp.を低下せしめる。AIN型以外のNはtr. temp.を上昇せしめる。

7) 鋼のtr. temp.に及ぼすMoの影響は結果がばらついたため決定出来なかつた。

(55) Cr-Mo 強靱鋼の低温焼戻状態における衝撃遷移特性に及ぼすAl, Ti及びBの影響

(Effect of Al, Ti and B Addition on the Impact Transition Characteristics of High-Strength Cr-Mo Steel as Tempered at Low Temperature)

Yoshiaki Masuko, Lecturer, et alii.

住友金属工業 K.K. 製鋼所 工 河 井 泰 治
○工 益 子 美 明
西 田 源 泉

I. 緒 言

強靱鋼の低温焼戻脆性に関しては残留オーステナイトの分解, P, S, N₂等の不純物, Al, Ti, Mo等の添加, オーステナイト粒度等の影響が従来研究者により指摘されており又マルテンサイトの焼戻機構とも関連あるものと考えられているが、いずれも未だ本質的な解明を与えるに至つていない。就中Al, Ti及びB等の影響は熔鋼の脱酸, 脱窒乃至は粒度と極めて密接な関係があり工業的には特に重要であるが、これに関しては最近多くの研究が報告されており¹⁾²⁾³⁾⁴⁾、筆者等も既に報告した如く含硼素鋼の実験結果より適当なAl+B或いはAl+Ti+