

低炭素鋼の焼鈍脆性に關する研究

(昭和 26 年 4 月本會講演大會にて講演)

菊 池 浩 介*

STUDY ON ANNEAL-BRITTLENESS OF LOW CARBON STEEL

Kosuke Kikuchi, Dr. Eng.

Synopsis:

In case of annealing low carbon steel, sometimes an "anneal-brittleness" (named by the author) occurs accompanied by its softening and a remarkable decrease in impact value. This report treats of the results of inspection on the cause of developing "anneal-brittleness" and its prevention. Some of chief conclusions are as follows:

1. Anneal-brittleness occurs remarkably in low carbon rimmed steel, while it seldom occurs in killed steel.
2. Anneal-brittleness occurs, because ferrite grains become coarse and cementite separates out around the boundaries of ferrite grains when low carbon steel is cooled slowly from high temperature.
3. Anneal brittleness increases remarkably with decrease of the C content and with increase of the N, O or P content.
4. From the viewpoint of quality, killed steel should be used instead of rimmed steel if anneal brittleness is undesirable. In case of rimmed steel anneal-brittleness can be avoided by such normalizing in which air-cooling rate is high.

I. 緒 言

一般に扱われている鋼材例えば構造用に使用される棒鋼、形鋼、山形鋼或は鋼管、鋼板、薄板、線材等は大部分は低炭素鋼で作られる。そして材質別にはリムド鋼、キルド鋼、セミキルド鋼の3種類に分つことが出来る。

これ等の鋼の性質に就ては既に詳述¹⁾したのであるが元來かゝる低炭素鋼の機械的性質は JIS に於ては抗張力、伸等の測定に止り眞の材質の検定が行われておらない。伸の充分ある鋼材でも衝撃値が著しく低い値を示す場合がある。特に低炭素リムド鋼を焼鈍したときは焼準では 30kgm/cm^2 の衝撃値を有するものが焼鈍では 5kgm/cm^2 程度に低下することもある。一般に焼鈍によつて材質を軟化すると靱性が増すと考えられているが必ずしもそうではない。焼鈍軟化したから充分靱性があると誤認して却つて不慮の事故を招く場合がある。著者はこの低炭素鋼を焼鈍するときに起る脆性を低炭素鋼の焼鈍脆性と名づけてその原因を究明しその防止方法を探究することにした。

II. 焼鈍脆性の現象とその可能性の考察

低炭素鋼の焼鈍脆性は鋼材を A_1 乃至 A_3 點以上に加熱して爐中に焼却を行うときに現はれるのであるが鋼種が異なるとその程度が異なる。例を第1表に示す。

例Aで見ると如く緩冷によつて衝撃値は著しく低下するが伸は増加し抗張力は下る。即ち普通の抗張試験のみでこの材質を判定すると焼鈍によつて伸が増加し靱性が増したと考えるのは當然である。

次に文獻によつて焼鈍脆性の可能性を考察して見る。高温度より低炭素鋼を焼却するときに組織上に起る主なる變化は a) フェライト粒度の大きき、b) フェライトと Fe_3C の存在状態、c) 窒化鐵の析出等である。そして C, P, N, O 等の成分がこれ等の組織状態に大きな影響を與えて脆性を變化せしめることが想像されるので各元素について検討する。

C.....Fe-C 状態圖²⁾によると A_1 變態の温度でCの

* 日本鋼管株式會社 川崎製鐵所技術研究所長 工博

第1表 燒準と燒鈍の場合の衝撃値の比較

符 號	熱 處 理					930°C×30分			930°C×30分爐冷		
	成 分	C	Si	Mn	P	S	抗張力 kg/cm ²	伸 %	衝撃値 kgm/cm ²	抗張力 kg/mm ²	伸 %
A	0.068	tr	0.38	0.078 [*]	0.020	42.6	35.6	34.3	38.7	41.4	4.8
B	0.060	tr	0.40	0.067	0.020	—	—	30.6	—	—	3.5
C	0.035	tr	0.21	0.036	0.029	—	—	29.5	—	—	6.0
D	0.084	tr	0.39	0.013	0.019	—	—	30.8	—	—	11.5

A, B …… トーマス鋼 C, D …… 平爐鋼

固溶限は 0.043, 常溫では 0.006 である。即ち 700°C 以下の冷却で約 0.03% の C が析出する。この析出した Fe₃C の挙動が衝撃値に影響を與え特に Fe₃C が粒界に生じた場合に顯著であるとされている。この粒界セメントタイトの生成に就ては H. Hanemann, A. Schraeder³⁾, A. Pomp⁴⁾, Körber, H. Kornfeld 及 G. Brieger⁵⁾ W. Köster⁶⁾ 等の研究がある。

O …… Fe-O の状態圖は種々あるが大體 γ 鐵より熔融鐵の範圍では 0.05~0.20% O の固溶が可能であり常溫の α 鐵にも 0.01~0.05% 固溶すると云われ又溶解しないとする人もある。故に高温よりの冷却に際し O の固溶限が多少變化するとしても、これが焼鈍脆性に如何に影響されるかに就ては殆ど研究はない。焼鈍脆性と異なるが焼戻脆性又は時効脆性等に就ては種々の研究⁷⁾⁸⁾⁹⁾¹⁰⁾¹¹⁾¹²⁾があり大體 O の高いもの程脆化を助長するとの見方が一般である。焼鈍脆性もこれ等とも多少の關連あり、O は焼鈍脆性を助長すると推定される。又 O の高いものはオーステナイト粒度の成長が大であり¹³⁾¹⁴⁾¹⁵⁾従つて α 鐵も大となり衝撃値を低下すると云われている。

N …… W. Köster¹⁶⁾ の Fe-N の状態圖によると N は 580°C で最大の溶解度を有し 400°C で 0.020%, 100°C で 0.001% を溶かすといはれている。N が焼戻脆性を助長することに就ては研究¹⁷⁾¹⁸⁾¹⁹⁾があるが焼鈍脆性についての研究はない。然し H. Hanemann²⁰⁾ は焼鈍によつての窒化鐵の析出を確めており衝撃値に變化があることを示唆している。

P …… Haughton²¹⁾ の Fe-P の状態圖によると P は 1% 迄 α 鐵に固溶する。故に普通鋼に含まれている程度の P は冷却によつて析出することはない。P の焼鈍脆性についての研究は殆どないが燒入鋼の焼戻脆性に對する研究²²⁾²³⁾²⁴⁾は多くあり何れも P は焼戻脆性を助長すると云われている故に P はそれ自身の燐脆性、偏折個所での燐化物の析出或は Fe₃C の析出を助長し焼鈍脆性に影響

を與えることが一應考えらるべきであらう。

その他の元素……不純物として Cu, Cr, Ni 等は少量含有せられているが状態圖より判定して焼鈍脆性に影響ないものと思われる。

III. 實驗試料の製作方法及と化學成分並びに熱處理方法

低炭素鋼の焼鈍脆性は高温より冷却の際 C, P, N, O 等の挙動に起因するものと推定される。従つてこれ等の元素の種々異なる鋼に就て種々の熱處理を行いその衝撃試験成績より原因を推定出来る譯である。然しリムド鋼は小鋼塊では作り難いので高周波熔解の小鋼塊は参考程度とし 1 匙鋼塊より壓延したシートバーより試料をとることにした。この爲成分の調節が困難で特に不純物の Cu, Ni, Cr 等が含有されたのも止むを得なかつた。試料はトーマス鋼及び平爐鋼より採取することにし参考に高周波爐鋼 1 熔解を加えた。トーマス鋼の場合は 20 匙爐で吹鍊した 1 匙鋼塊を試料とし同一熔鋼の鋼塊 1 本を上注し鑄込中 Al 2.5kg を投じ鎮靜した。又鋼塊の窒素を高める爲に黃血鹽又は赤血鹽を投入したのもある。

かくて同一熔鋼でリムド鋼とキルド鋼の數種類を作つた。平爐鋼は 50 匙平爐で作られた薄板用の低炭素鋼をトーマス鋼の場合と同様に同一熔鋼よりリムド鋼とキルド鋼を作つた。

次に 1 匙鋼塊は大形工場幅 250mm 厚さ 13.5mm のシートバーに壓延し鋼塊の長さの中央部に相當する處から數M の試料をとり試験材とした。リムド鋼は中心部に成分の偏折が著しいので試料としてはシートバーの兩端のリム部を長さの方向に切斷しこの部分のみを使用することにした。第 2 表に試料の化學成分を示す。

この表中の O は水素還元法によつて得た數値である。キルド鋼に比しリムド鋼が鈍度の高いのはリム部の分析

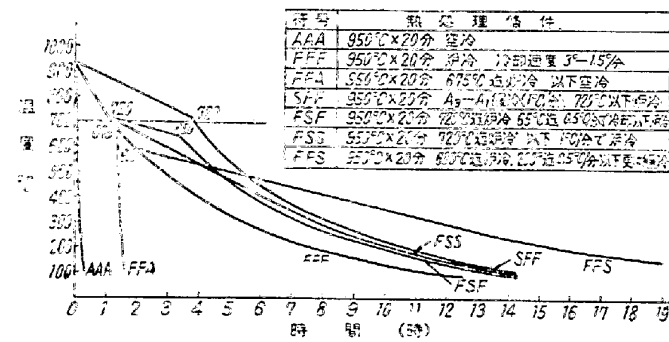
第2表 試料の化学成分

鋼種	鋼番	種別	符號	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Al	N	O	備考
ト リ マ ス 鋼	C 2003	リムド	T ₁ -R	0.040	0.004	0.300	0.0360	0.019	0.14	0.14	0.050	0.0140	0.0119	0.0210	
		キルド	T ₁ -K	0.080	0.004	0.370	0.0600	0.039	0.11	0.11	0.050	0.0650	0.0172	0.0010	鑄込時に Al 0.25% 添加
	C 3521	リムド	T ₂ -R ₁	0.040	0.004	0.260	0.0430	0.017	0.19	0.19	0.090	0.0500	0.0094	0.0362	
		リムド	T ₂ -R ₂	0.030	0.009	0.270	0.0510	0.021	0.17	0.17	0.090	0.0180	0.0146	0.0371	鑄込時に黄血鹽添加
	C 2267	キルド	T ₂ -K	0.040	0.003	0.290	0.0600	0.028	0.19	0.19	0.090	0.0610	0.0118	0.0040	鑄込時に Al 0.25 % 添加
		キルド	T ₃ -K	0.060	0.140	0.420	0.0560	0.034	0.18	0.18	0.130	0.0500	0.0155	0.0017	取鋼中に Fe-Si 添加
平 爐 鋼	442	リムド	H-R	0.050	0.004	0.270	0.0090	0.010	0.07	0.07	0.120	0.0210	0.0026	0.0197	
		キルド	H-K	0.070	0.002	0.320	0.0130	0.021	0.06	0.06	0.120	0.0750	0.0042	0.0012	鑄込時に Al 0.25% 添加
高 爐 周 波 鋼	—	リムド	F-R	0.070	0.004	0.510	0.0120	0.057	0.06	0.06	0.010	0.0210	0.0187	0.0219	鑄込中に赤血鹽添加
		キルド	F-K	0.070	0.094	0.480	0.0090	0.044	0.04	0.04	0.010	0.0702	0.0198	0.0040	"

T₃-K は現場で出鋼したキルド鋼である。

結果の爲である。

低炭素鋼の焼鈍脆性の原因として考えられることはフェライト粒度そのもの性質の變化と Ar₁ 以下の冷却に際して起るセメントイト及び窒化物の析出が主因と考えられるがこれ等は加熱温度及び冷却速度によつて支配される。故に種々に加熱条件を変えた試料を作つた。加熱はマツフル型のニクロム線加熱の電気爐を使用した。



第1圖 熱処理冷却曲線

熱処理条件と冷却曲線を第1圖に示す。但し圖に示す熱処理符號は Fe-C 状態圖に於て A₃-A₁, A₁ 附近, A₁ 以下の3段階に分ちこの間の冷却を次の符號で示した。即ち A……空冷, F……爐冷, S……爐冷を更に遅くした場合の冷却。

次に測定した數値に就ての注意事項について述べる。

衝撃試験値……30kgm のシャルピー衝撃試験機を使用し壓延方向に平行にとつた標準試験片につき 20°C の温度で測定した。切斷しなかつたものは十を附して示し

である。

抗張試験値……8mm 直徑標點距離 28mm の試験片について行つた。

平均結晶(フェライト)粒度……フェライト粒度の表示には學振のオーステナイト粒度番號をそのまま利用した。粒度の測定法として學振の標準圖による方法は顯微鏡下で直ちに測定することは困難であるのでこゝでは直徑法により顯微鏡下で直ちに測り數視野の平均値でその平均粒度とした。但し混粒の甚しいもの、或は場所によつて粒度が判然分れるものは矢張りその視野別に測定し平均したが次の符號で示すことにした。n……粒度ほぼ一様、i……測定個所によつて變動あるもの、d……粒度が視野によつて判然と分れるもの。

硬度……ロックウエル B で測定した。

IV. 實 験 結 果

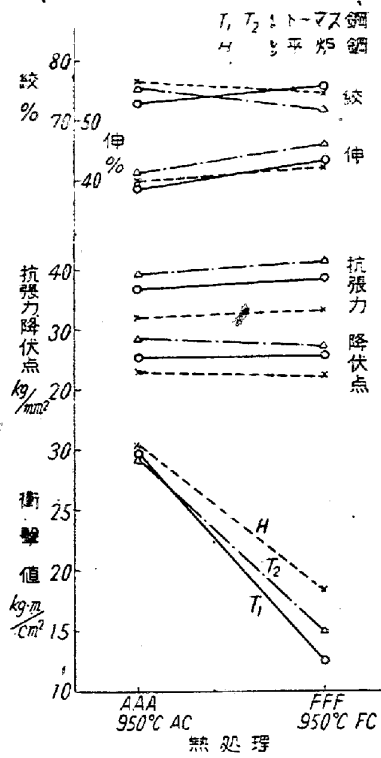
A 衝撃値に及ぼす熱処理の影響

1) 焼準と焼鈍状態に於ける抗張力と衝撃値の關係

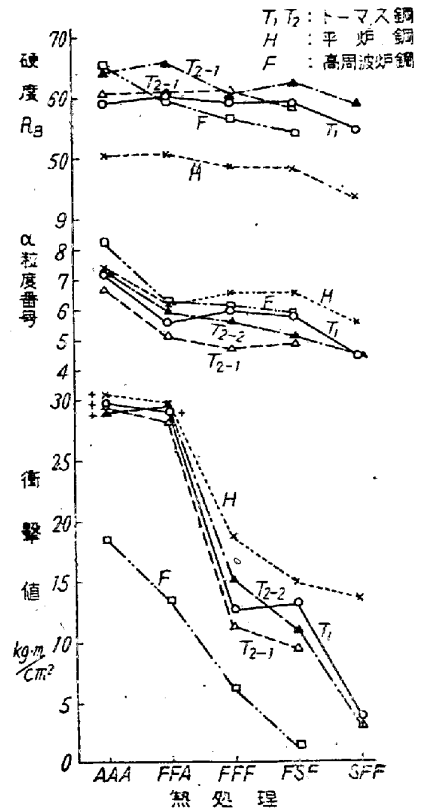
リムド鋼を焼準したときと焼鈍したときの抗張力と衝撃値の關係を示すと第2圖の如くである。又第3圖にはキルド鋼の場合を示す。リムド鋼では焼鈍したときは焼準に比し衝撃値は著しく低下するが抗張力、降伏點は殆ど變化なく伸は増加している。キルド鋼の場合は衝撃値に變化なく焼鈍脆性が認め難い。

2) 熱処理の差異による衝撃値、硬度及びフェライト粒度の變化

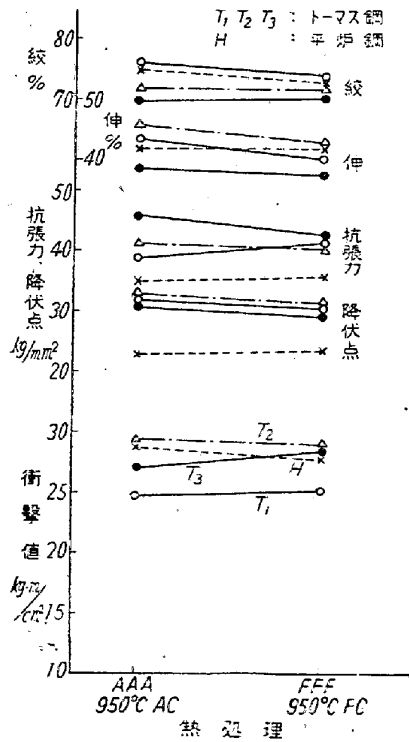
第4圖にリムド鋼を種々熱処理した場合の衝撃値、硬



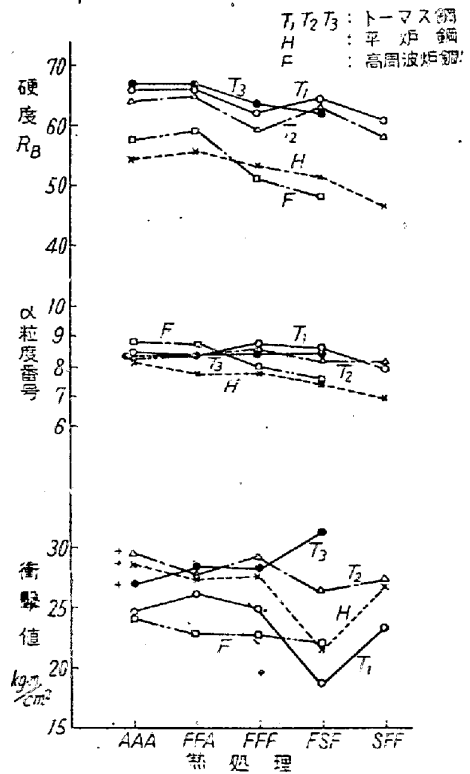
第2圖 リムド鋼の熱処理による機械的性質の變化



第4圖 熱処理の差異による衝撃値、α粒度番號と硬度の關係 (リムド鋼)



第3圖 キルド鋼の熱処理による機械的性質の變化

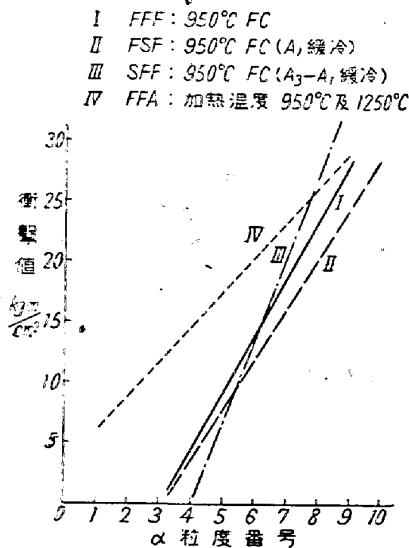


第5圖 熱処理の差異による衝撃値、α粒度番號と硬度の關係 (キルド鋼)

度及び粒度の變化を示す。空冷したもの (AAA) は α 粒度細かく衝撃値は最も高い。爐冷したもの (FFF) は衝撃値はほぼ半減し著しく脆化したことを示す。又 A_3 - A_1 を緩冷したもの (SFF) は α 粒度も著しく大きくなり衝撃値が最も低い値を示した。AAA 試料は不切断のものも多く FFA より更に高い衝撃値を持つべきであり F 試料の如き傾向をとるべきであろう。第5圖にキルド鋼の同一熱処理を施した場合の衝撃値の變化その他を示す。リムド鋼に比し熱処理によつての粒度の變化が少く衝撃値の變化も極めて少い。以上のことからリムド鋼はキルド鋼に比し熱処理に敏感であり衝撃値の變化が著しいと云える。

3) フェライト結晶粒度と衝撃値の關係

第4圖より衝撃値は硬度よりは α 粒度に關係あることが推察されたので各熱處理別に衝撃値と α 粒度の關係を圖示したのが第6圖である。圖が見悪くなる爲各試

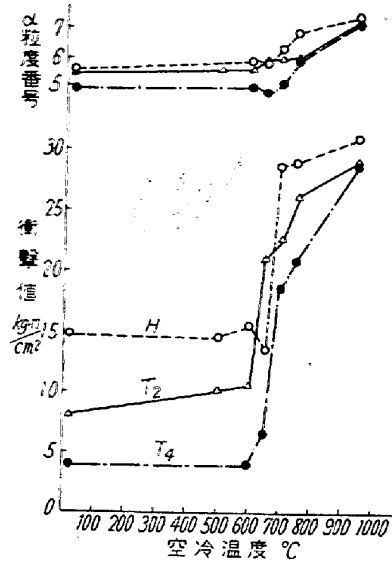


第6圖 フェライト結晶粒度と衝撃値の關係

驗値を記入しなかつたが殆どこの直線上にのる。この圖よりある成分範圍では熱處理條件が同一であれば α 粒度の大きさが衝撃値を支配する最大因子と云える。I II III はリムド鋼、キルド鋼共に含まれているが IV はキルド鋼を特に高温に加熱し α 粒度を粗大にしてその關係を求めたものである。

4) A_{r1} 及び A_{r1} 以下の冷却速度と衝撃値の關係並びに顯微鏡組織

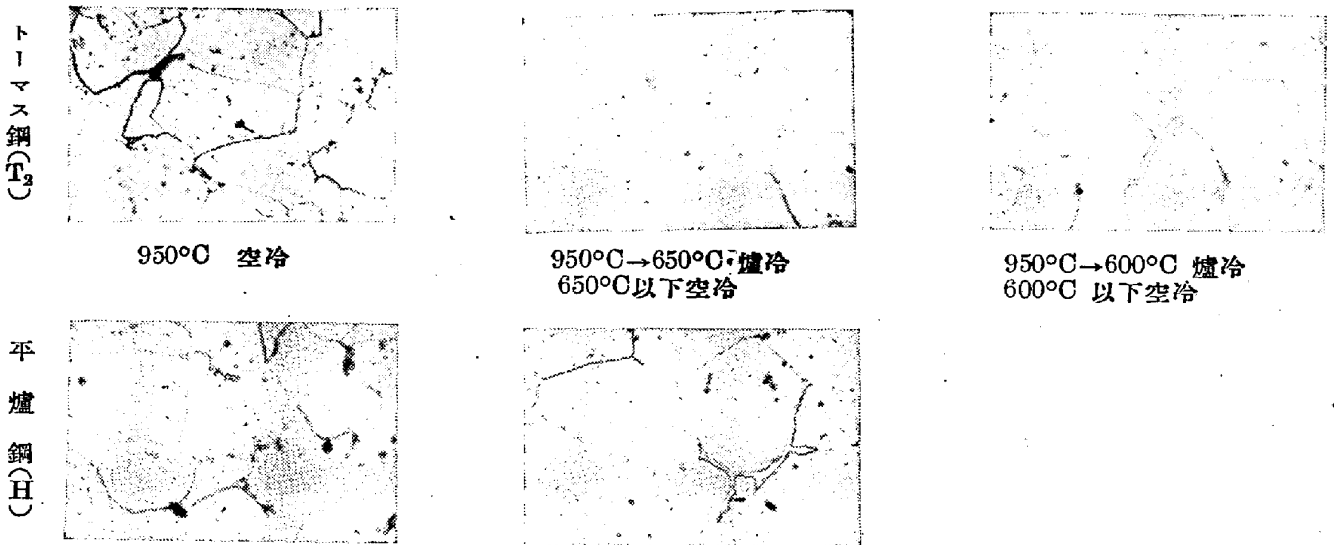
第4圖で見ると FFA と FFF の熱處理の差によつて衝撃値が急激に低下することが明かである。即ち A_{r1} 以下の冷却が衝撃値に最も大きな影響を與えることが推察される。これを確める爲に H_1 , T_2 及び T_4 試料 (C 0.03 Si tr Mn 0.30, P 0.046, S 0.012, Cu 0.06,



第7圖 3種類のリムド鋼の脆化曲線の比較

Cr 0.12, Ni 0.04, Al 0.06 N 0.0154, O 0.0218) を 950°C に加熱し爐冷し 750, 700, 650, 600, 500°C 及び常温の各温度で取り出して空冷して衝撃値の變化を測定した。750°C 以下の冷却は何れも 1°C/分である。第7圖にこの實驗結果を示す。即ち衝撃値は 950~700°C では徐々に低下し 700~600°C の間で急激に低下する。600°C 以下では變化しないか又は極めて僅か低下する程度である。950~700°C の衝撃値の低下は α 粒度に比例して動いてることが明で粒度の成長の最も大きい T_4 が衝撃値が最も下つている。次に 700~600°C の間では Fe-C 状態圖より考察するとこの間でフェライトよりセメントタイトの析出が最も顯著な範圍である。H 及び T_2 試料の 950°C, 650°C, 600°C よりそれぞれ空冷した試料の顯微鏡寫眞を示すと第8圖の如くである。950°C 空冷では H, T_2 とともにフェライト、パーライトの組織を示しているが 650°C 空冷の H 試料はフェライト粒界にセメントタイトが析出している。 T_2 試料は 600°C 空冷試料で粒界セメントタイトの析出が著しい。そして兩者とも衝撃値の急激な低下と一致している。即ち A_{r1} 以下の冷却によつて生ずる粒界セメントタイトの析出が衝撃値の低下の最大原因であることが明かとなつた。又窒化鐵の析出は大體 400°C 以下で起るべきであるが 500°C 以下では衝撃値の著しい變化は認められず N の直接の影響はないものと思われる。

以上は A_{r1} 以下の冷却が 1°C/分 の場合であるがこの冷却を早めるとセメントタイトの析出終了温度が 600°C より 500°C 位に移行し脆化度も減少する。H 試料に於ては A_{r1} 以下の冷却速度を 10°C/分 程度にすれば衝撃値は燒準の場合と變りない。即ち冷却速度を 10°C/分



第8圖 顯微鏡組織 (×50) 1/2 縮少

以上にしなければ焼鈍脆性を起す。然るに T₂ 試料にあつては 10°C/分の冷却速度でも脆化し 20°C/分以上の早い冷却をしなければ脆化する。このように平爐鋼とトーマス鋼では臨界冷却速度に大きな差異があり又脆化程度もトーマス鋼の方が大きい。

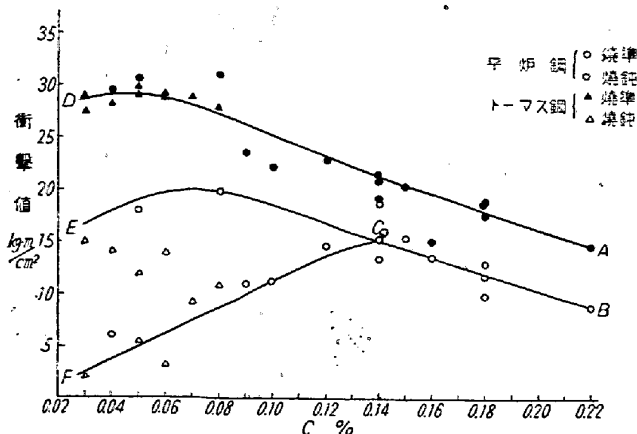
第5圖のキルド鋼の場合を見るに Ar₁ 以下を緩冷した FSF がやゝ脆化することが認められた。檢鏡の結果矢張り粒界セメントタイトの析出が認められた。然し完全にキルした T₂ にこの現象が認められないので他のものは多少脱酸處理が不充分であつたとも考えられる。キルド鋼は單に爐冷程度では脆化せずリム鋼に比し粒界のセメントタイトが析出し難いと云える。

又一旦脆化した鋼は約 800°C 以上に加熱空冷すれば衝擊値が回復するがその實驗データは省略する。

B 焼鈍脆性に及ぼす化學成分の影響

1) C

第1表に示した試料は數が少いのでC量の異つた平爐

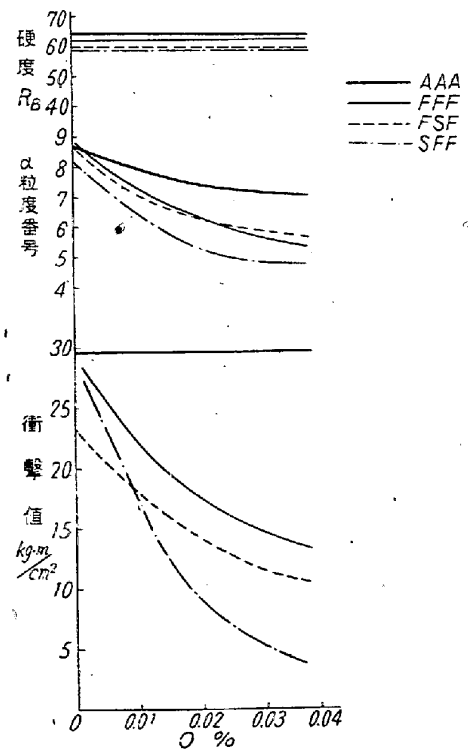


第9圖 炭素量と衝擊値の關係

鋼とトーマス鋼のシートバーから試料をとり 930°C×20 分の状態より空冷及び爐冷したものにつき衝擊試験を行つたがその結果は第9圖の如くである。即ち 0.14 C 以下の鋼は焼鈍脆性が顯著である。即ち焼鈍脆性は極低炭素鋼に於て特に現われることが明かにされた。

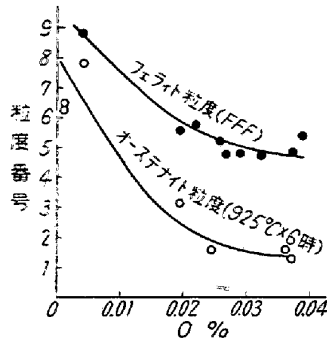
2) O

第1表に示す試料のC以外の成分を無視してC含有量と結晶粒度、硬度等の關係を各熱處理毎に調べたのが第10圖である。硬度はOの大小に拘らず一定値を示して



第10圖 Oと衝擊値、結晶粒度及び硬度の關係

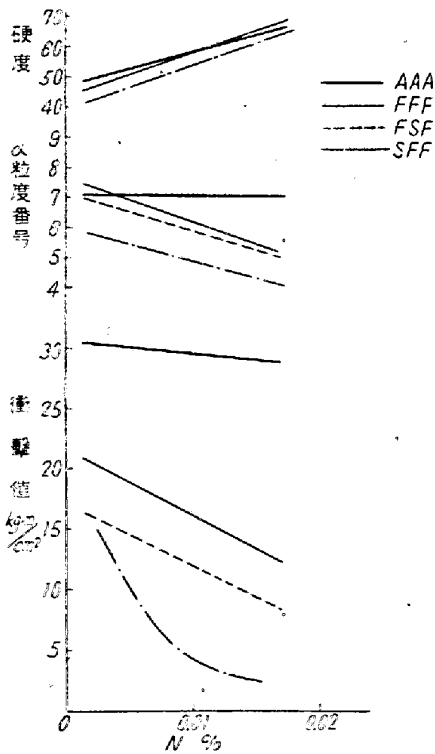
いる。平爐鋼の硬度はやゝ低いのでこの図では省略してある。α 粒度は各熱処理とも O の多いもの程大きくなつてをり衝撃値は焼準を除いては O の多いもの程衝撃値が低下している。尙 N の 0.009~0.0145 の範囲の試料に就て O とフェライト粒度の関係を求めたがリムド鋼の O が 0.020% 以上でも O の増加するとフェライト粒度が大きくなることを確めた。第 11 圖には O とフェライトとオーステナイト粒度の関係を示す。



第 11 圖 O と粒度の関係

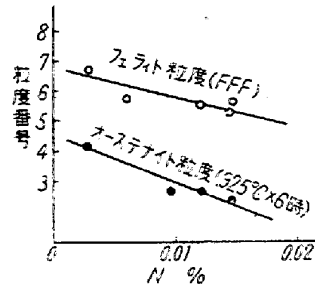
3) N

焼鈍脆性に及ぼす N の影響を知る爲に第 1 表試料につき他元素の影響を無視して種々の熱処理をした場合の N と衝撃値、結晶粒度及び硬度の関係を示すと第 12 圖の如くである。但しリムド鋼のみの結果である。硬度は N の増加と共に上昇するが 0.001% N につきロツクウェル



第 12 圖 N と衝撃値、結晶粒度及び硬度の関係

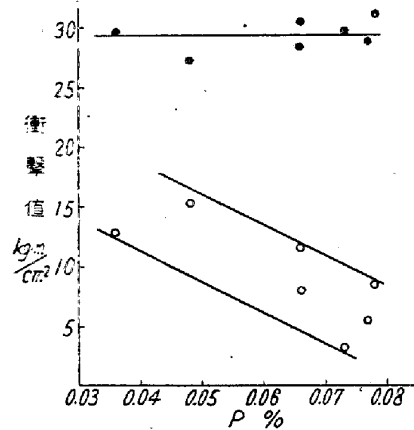
B 1.25~1.50 である。結晶粒度も N の増加と共に大きくなり衝撃値は減ずる。尙 O の量が 0.018~0.025% の範囲の試料のみに就て結晶粒度と N の関係を求めたが全く同様の傾向の直線を示した。第 13 圖に N とフェライト及びオーステナイト粒度の関係を示す。



第 13 圖 N と結晶粒度の関係

○ 焼鈍: 930°C FC
● 焼準: 930°C AC

C 0.04~0.08 O 0.017~0.022 N 0.009~0.015



第 14 圖、燐と衝撃値の関係

4) P

第 1 表の試料では P の影響を調べ難いので次の範囲の他の試料 (C 0.04~0.08, O 0.017~0.022, N 0.009~0.015) でこの関係を調べた。第 14 圖にこれを示す。焼準したものは P が 0.08 までは衝撃値は一定であるが焼鈍したものは P が高くなるに従い焼鈍脆性が顕著になる。

V. 焼鈍脆性の原因の考察とその防止法

以上の実験の結果焼鈍脆性は高温度より冷却の際のフェライト結晶粒の成長と Ar₁ 以下の冷却に際しての粒界セメンタイトの析出によることが明かになつた。そしてこの現象は熱処理条件や鋼の性質によつて著しい差異がある。

1) フェライト粒の成長

低炭素鋼は高温で長時間保持すればフェライト粒の成長が大きい鋼種によつて一定の限度がある。成分中のOの含有が少いもの即ちキルド鋼はフェライト粒は小さい。C. H. Herty, D. L. McBride, S. O. Hough²⁵⁾等はキルド鋼の結晶粒の微細化はアルミナの微粒子の作用によるものとして、Al キルド鋼は細粒、セミキルド鋼 (Al 少量使用) は中間粒、Si キルド鋼は粗粒であると述べている。今回は脱酸剤の影響に就ては実験を行わなかつたがOが0.02%以上のリムド鋼でもOが多いもの程フェライト粒度の成長がヤム大きく焼鈍脆性が大きいことを示した。

Nも焼準に際しフェライト結晶粒を大きくし衝撃値を低下せしめることは既に述べた處であるがキルド鋼にあつては結晶粒は成長しない。これはNは窒化アルミニウムとして固定化され不活潑になる爲と思われる。又Oが低いものが結晶粒の成長が大きいと云われているがこれは低炭素のもの程Oを含むことが多い爲と考えられる。又Pの多いものは結晶粒が粗大化すると云われているがこれに就ては確められなかつた。

2) 粒界セメンタイトの析出

低炭素鋼の焼鈍脆性はAr₁以下の冷却速度によつて著しく影響され又鋼種によつても大きな差異がある。焼鈍脆性は結晶粒の粗大化の外に700~500°C範囲の冷却の際の粒界セメンタイトの析出によるものと断定された。Nの鉄に対する溶解度はトーマス鋼の如き0.02%以下のNの場合では400°C以下で窒化鉄が析出するので冷却に際しNの影響が現われるとすれば400°C以下の冷却を變えた場合に衝撃値の差異が見られる譯である。600°C以下の冷却を異にした場合の衝撃値は第3表の如くである。

第3表 冷却速度と衝撃値

鋼種	600°C以下の冷却速度		N%
	約4°C/分	約0.5°C/分	
トーマス鋼 (T ₂)	15.4	16.5	0.0146
平爐鋼 (H)	18.5	19.0	0.0026

又第7圖の關係より見ても特に窒素の析出の脆化は認め難い。

次に各元素の粒界セメンタイトの析出に及ぼす影響を考察して見る。CはA₁點に於ける溶解限度は0.04%であるので理論上Cが0.04%以上になるとパーライトが析出してくる。C0.04%以下の鋼ではフェライト、セメンタイトの組織が得られこれが粒界に析出した場合が最

も脆化し易いと考えられる。鋼には種々の不純物が含まれる故Cの固溶限は0.04より低く、C0.04以下の材料は最も脆化すると考えられる。

次にOの影響であるがリムド鋼は容易に粒界セメンタイトを生じキルド鋼は生じ難い。齋藤氏²⁶⁾は純炭素鋼を焼入したときにOの多いもの程焼の入り難いことを述べているがこれはリムド鋼はキルド鋼に比し反応性の早いことを意味し、キルド鋼のセメンタイトの析出分解がリムド鋼に比し起り難いことも首肯出来る。要するにOの存在はAr₁以下の冷却に際し酸化鐵として析出するのではなく間接にFe₃Cの析出を助長せしめ脆化を起すと解せられる。

Nは700~500°C範囲では固溶體として存在するがNの多いものが脆化率が高い。これはNの存在がCの鉄に対する固溶限を減少せしめNの多いもの程粒界セメンタイトの析出が容易ならしめる爲と思われる。即ちNは間接に焼鈍脆性を助長せしめるものである。但しキルド鋼の場合はNは安定化される爲に冷却に際しこのような作用はない。Pは組織上に高燐ゴーストを作り易く特に緩冷した場合はCを反撥して高燐のフェライト部分を形成する。このことより考えればフェライト中Pを固溶する量が大であればCの固溶限を減じ緩冷によつてフェライトよりFe₃Cの析出を助長せしめると思われる。

3) 焼鈍脆性の防止

[i] 材質

リムド鋼の場合焼鈍脆性を減少せしめるにはCは0.14以上、P、O、Nは可及的に低いことが望ましい。これ等の中で最も影響の大きいのはOでこれが少いキルド鋼ではたとえP、Nが高くとも焼鈍脆性は起り難い。故に焼鈍脆性の防止にはキルド鋼にするのが必須の條件である。焼鈍脆性はリムド鋼の一つの特性である爲O、N、P等を可及的に下げてもその程度が減少するに過ぎない。戦時中獨逸ではトーマス鋼を平爐鋼に代用する爲アルト鋼、HPN鋼などの製造を行つたがこの成分は次の如くである。

	P	N	Al
アルト鋼	0.08 >	0.012 <	0.03 >
HPN鋼	0.06 >	0.012 >	

何れもSi、Alで鎮靜している。アルト鋼程度で完全に脆性は防止出来よう。又我々が普通に作つて少量のAlを添加したSiキルド鋼でも充分防止出来よう。

[ii] 熱処理

焼鈍には鋼材の組織を標準状態に整え軟化を計る場合と、常温加工後の歪の影響を除き組織の再結晶を行い標

準状態にする場合がある。低炭素鋼にあつては焼鈍の場合と焼準の場合では後者が硬度が高いが焼準によつて代用出来る場合がある。特に常温加工の影響を除く爲の焼準処理で特に軟化を重視せぬ場合は焼準処理で代用出来る。故に實作業上焼鈍を焼準に変更することが可能ならば脆化防止方法として最も適切な方法であろう。

VI. 結 論

- 1) 焼鈍脆性はリムド低炭素鋼に顯著でキルド鋼では殆ど発生しない。
 - 2) 焼鈍脆性は衝撃試験にのみ現われ抗張力、伸等では殆ど変化が現われない。
 - 3) A_2-A_1 界域の冷却の際に起る焼鈍脆性はオーステナイトの成長従つてフェライト粒度の粗大化に起因する。
 - 4) Ar_1 附近の緩冷によつて起る脆性はフェライト粒界のセメンタイトの析出によるものである。
 - 5) 粒界セメンタイトの析出の著しい温度従つて最も衝撃値の低下する温度は冷却速度によつて異なるが $700\sim 500^\circ\text{C}$ である。冷却速度の遅い程この範囲の高い温度で起る。
 - 6) 焼準の冷却速度を遅くすればする程脆化率は大きい。
 - 7) 焼鈍脆化した材料は A_1 変態点以上の温度に加熱空冷すれば衝撃値は回復する。
 - 8) 焼鈍脆性は C が低い程著しく C が 0.14 以上の鋼では影響は少い。
 - 9) O が多いとフェライト粒度を粗大にし且つ O のフェライトに対する溶解度を減じ粒界セメンタイトの析出を大ならしめる爲焼鈍脆性を助長する。
 - 10) キルド鋼は O が少い爲種々の熱処理に対しても粒の成長少く又粒界セメンタイトの析出少く焼鈍脆性は殆ど起さない。
 - 11) N も O と同様にフェライト粒度を大きくし又粒界セメンタイトの析出を大ならしめる。 N は窒化鉄として析出しても脆性を誘發することは少い。
 - 12) P も O 、 N と同様焼鈍脆性を助長する。
 - 13) リムド鋼の焼鈍脆性を防止するには O 、 N 、 P 等を可及的に下げればよいがこれはその程度を減ずるのみである。故に根本的防止にはキルド鋼に材質を変更すべきである。
 - 14) 焼鈍による軟化程度を多少犠牲にしてよいならば焼鈍の代りに焼準処理を行うと焼鈍脆性は防止出来る。
- 本研究は日本鋼管株式会社川崎製鐵所技術研究所で行

つたもので本実験に協力された故岩藤孟平君及び高瀬恭二君に厚く謝意を表す。(昭和 26 年 7 月寄稿)

文 献

- 1) 菊池, 堀川: 鐵と鋼, 37 (1951) 366
- 2) W. Köster: Arch. f. Eishütt 2 (1928/29) 503
- 3) H. Hanemann, A. Schrader: Atlas Metallographicus (1927) 36
- 4) A. Pomp: St. u. Eis 40 (1920) 1261
- 5) H. Kornfeld, G. Brieger: Arch. f. Eishütt 5 (1931) 315
- 6) W. Köster: Arch. f. Eishütt 2 (1928/9) 503
- 7) W. Eilender, W. Oertel: St. u. Eis. 47 (1927) 1558
- 8) P. Oberhoffer, Hochstein, Hessenbruch: Arch. f. Eishütt 2 (1929) 1725
- 9) 永澤 清: 鐵と鋼, 19 (1933) 174
- 10) E. Eilender, R. Wasmuht: Arch. f. Eishütt. 3 (1930) 659
- 11) F. Körber G. Thanheiser: Mitt K. W. Inst. Eisenf. 14 (1932) 205
- 12) J. Reschka, E. Scheil, E. H. Schulz: Arch. f. Eishütt 14 (1932) 205
- 13) A. Wimmer: St. u. Eis. 45 (1925) 73
- 14) F. Jansen: Arch. f. Eishütt 3 (1928) 79
- 15) 井上: 九州大學紀要, 5 (1928) 1
- 16) W. Köster: Arch. f. Eishütt 3 (1929/30) 637
- 17) W. Eilender, A. Fry, A. Gottwald: St. u. Eis 54 (1934) 554
- 18) E. Houdremont, H. Schrader: Arch. f. Eishütt 7 (1933) 49
- 19) 今井: 日本金屬學會誌, 13.2 (1949) 11, 14.2 (1950) 52
- 20) H. Hanemann, A. Schrader: Atlas Metallographicus (1927) 82
- 21) Haughton: J. Iron Steel Inst. 115 (1927) 115
- 22) 萩原: 鐵と鋼, 28 (1942) 1210
- 23) H. Benneck: Arch. f. Eishütt 9 (1935/6) 147
- 24) E. Houdremont, H. Schrader: Arch. f. Eishütt 21 (1950) 97
- 25) C. H. Herty, D. L. McBride, S. O. Hongh: The Phys. Chem. of Steel Making (1934) Bulletin 65
- 26) 齋藤: 鐵と鋼, 36 (1950) 109