

VII. 結 論

高硫黄鋼の 4t 鋼塊を縦断し、各成分元素の偏析状況、介在物の種類、形状、大きさ、分布を詳細に調査した所、本鋼塊では一般の鋼塊に現れる諸偏析が極めて明瞭に認められ、且つ各偏析部の特長が明らかで、更に介在物の性状、分布は凝固機構解明に大いに参考になるものと思われ、而も之等の現象の把握は極めて容易であるので、本鋼種は鋼塊偏析の研究に利用価値が大きいと思われた。

尚本鋼塊の内部性状の全貌が略々明かにされたので、快削鋼性状についての参考となると思われた。

(昭和 28 年 9 月寄稿)

文 献

- 1) E. Scheuer: Zsch. Metallk. (1931) 237
- 2) A. Hayes and J. Chipman: AIME, I. & St. Div. (1939) 85
- 3) E. Gregory & J. H. Whiteley: J. I. & St. Inst. CXLIV No. II (1941) 9
- 4) M. Baeyertz: Nonmetallic Inclusions in Steel (1947) ASM, 65
- 5) 三井三郎, 小東 哲: 學振 19 委報告, 19 委, 013—014 (昭和 17 年)
- 6) A. Hultgren, G. Phragmen & others: J. Met. Feb. (1951) 101
- 7) Special Report on the Heterogeneity of Steel Ingots, J. I. & St. Inst. 1st Report (1926), 2nd Report (1928), 7th (1937), 8th (1939) Report
- 8) B. R. Queneau: Symposium on the Solidification of Metals & Alloys, AIME (1951) 52,
- 9) Basic Open Hearth Steel Making, AIME (1951) 442
- 10) Discussions about 8)
- 11) E. A. Loria: Blast Fce. & St. Plant, April (1952) 410
- 12) E. Marburg: Jnl. Met. Feb. (1953) 157

Mn-Cr 系低合金鋼の焼戻脆性について

(昭和 27 年 4 月本會講演大會にて講演)

高尾善一郎*・高橋 孝吉*・西原 守*・谷藤彌壽生*

TEMPER-BRITTLENESS OF THE MEDIUM-C LOW Mn-Cr STEELS

Z. Takao, K. Takahashi, M. Nishihara, and Y. Tanifuji

Synopsis:

The following items were investigated using the medium carbon, low Mn-Cr steels containing various amount of P, Mo and Ti.

- i) Influences of the content of nitrogen in steel and the fixing nitrogen by adding Ti on the temper embrittlement.
- ii) Influences of the contents of P and Mo in commercial ranges on the temper brittleness.
- iii) Investigations on the temper brittleness by applying a re-tempering heat treatment.
- iv) Correlation between the temper embrittlement and the impact transition temperature.
- v) Correlation between the temper brittleness and the electric resistance.

And the results obtained by the investigation were as follows.

- A) It was observed that the temper brittleness at lower temperature (TELT) ranging 250-

* 株式会社神戸製鋼所

350°C was an irreversible phenomena caused by the decomposition of the martensitic structure, and the mechanism of the TELT was different essentially from the temper brittleness at higher temperature (TEHT) ranging 450-550 °C.

B) Effects of adding Ti to the TELT were not made clear by this experiments.

C) The TEHT was observed apparently by the re-tempering treatment ranging 500-525°C and was considered to be caused by the precipitation from the fully tempered structure, and the impact transition temperature was raised by this precipitation.

D) Increasing P content, both the impact transition temperature of the specimen treated by the tempering and re-tempering were raised, but in order to prevent this appreciable rise in these transition temperature Mo addition was very effective. was is concluded by the investigations that the impact transition temperature depended on the Mo%/P% ratio and that Mo%/P% ≥ 10 was needed to prevent the TEHT in these steels.

E) No correlation was observed between the temper brittleness and the electric resistance.

I. 緒 言

低合金鋼を焼入後焼戻を行う場合、焼戻温度が高くなるに従って軟化し、靱性が増加するのが一般の傾向である。しかしある焼戻温度範囲では軟化が進行するにも拘らず常温又は低温での切欠衝撃抗力が低下して脆化現象を示す場合がある。この現象を焼戻脆性と云い古くから研究されている。この焼戻脆性は単一なものではなく出現温度及びその様相によつて次の如く大別される。

低温焼戻脆性—焼入後 250°C~350°C 焼戻により認められる。

高温焼戻脆性—焼入後 450°C~550°C 焼戻により認められる。

一次焼戻脆性—焼戻温度より急冷せる場合にでも認められる。

二次焼戻脆性—焼戻温度より徐冷せる場合に認められる。

従来より行われてきている研究ではこれ等の脆化現象が混同して取り扱われている場合があり、夫々の脆化原

因についても意見の一致をみていない。例えば低温焼戻脆性については Grossmann は残留オーステナイト分解説¹⁾ Schrader は窒素説²⁾ を、一方高温焼戻脆性については Houdremont³⁾, Benneck⁴⁾; 荻原⁵⁾ は磷説を、今井、石崎は窒素説⁶⁾ を主張している。

著者等は以上の諸研究結果を参考にして低温焼戻脆性、高温焼戻脆性の性格上の差異を明確にし、更に両焼戻脆性の原因を究明するために比較的焼戻脆化現象を呈し易い低 Mn-Cr 鋼 (C=0.3%, Mn=1%, Cr=1%) を基準成分に選んで次の諸点について研究した。

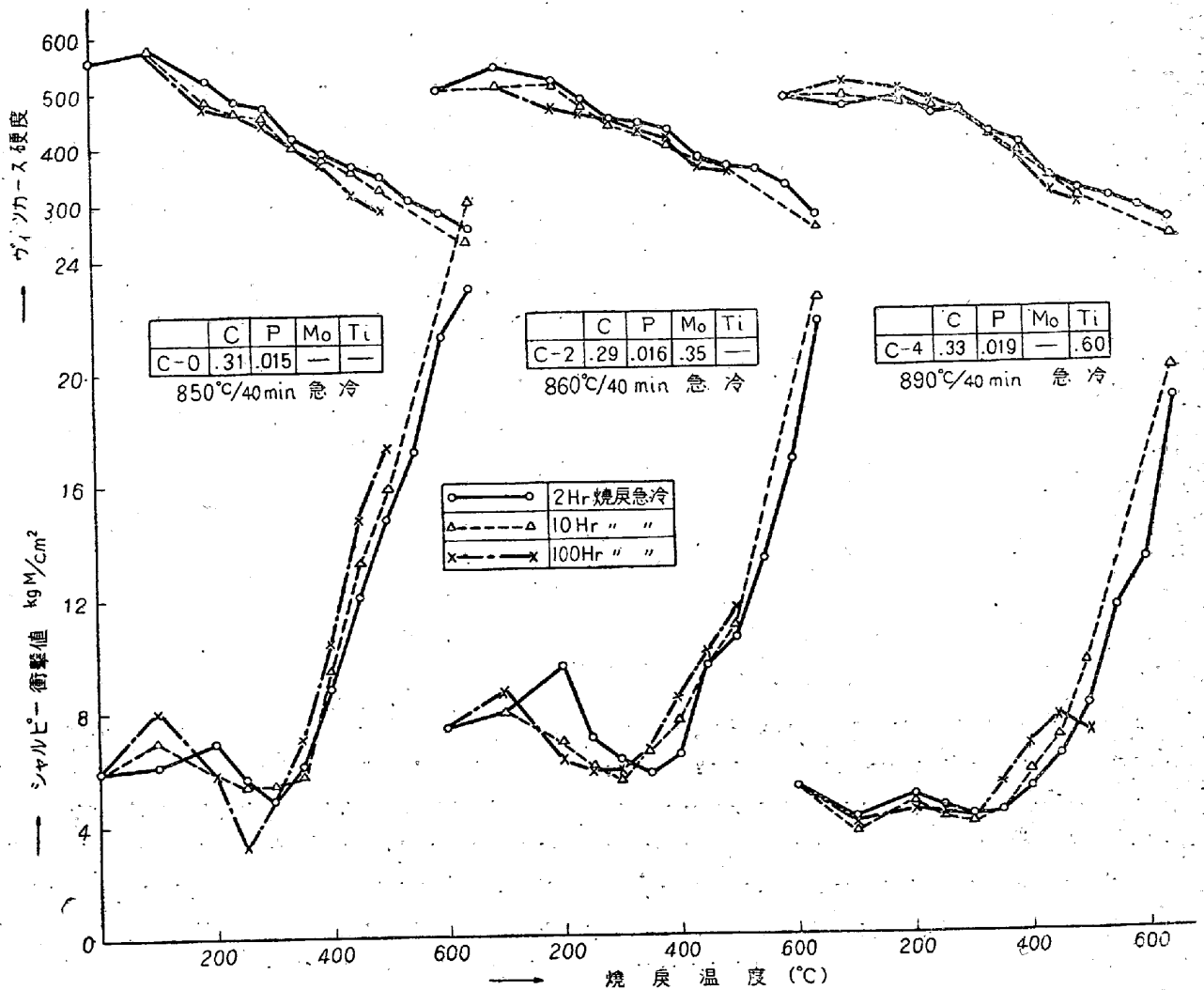
1. 焼戻脆性に及ぼす [N] の影響及び Ti による脱窒の効果。
2. 焼戻脆性に及ぼす P の影響及び Mo の効果。
3. 焼入焼戻後再焼戻処理による脆化の様相。
4. 焼戻脆化現象と衝撃転移温度の関係。
5. 焼戻脆化現象と電気抵抗変化との関係。

II. 實 験 結 果

1. 供試材: 供試材は 100KVA 塩基性高周波電気炉

第1表 供試材の化学成分

試料	化 学 成 分 (%)												Ac ₃ (3°C /min)	Ms (°C)	焼入 温度 (°C)	清 淨 度	
	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	[O]	[N]					
C-0	.31	.83	.18	.015	.015	.04	.03	.94	—	—	.0062	.0072	787	335	850	B2.1	10.3 _μ
2	.29	1.02	.18	.016	.018	.05	.04	1.09	.35	—	.0090	.0062	805	320	860	B4.0	9.6
4	.33	.91	.37	.019	.014	.06	.04	.95	—	.60	.0012	.0055	840	395	890	—	—
51	.27	1.01	.23	.016	.019	.11	—	1.03	—	—	.0046	.0050	817	—	870	B1.5	10.5
6	.30	1.02	.18	.016	.017	.11	.05	.90	.40	—	.0055	.0070	820	—	870	B1.2	10.9
7	.33	1.06	.64	.019	.021	.14	—	.90	—	.69	.0012	.0130	852	—	910	—	—
8	.29	1.01	.26	.026	.010	.01	.01	1.10	—	—	.0076	.0090	805	—	860	B2.0	11.5
9	.31	.97	.29	.036	.009	.01	.01	1.10	—	—	.0054	.0090	805	—	860	B1.5	11.8
10	.30	1.01	.28	.031	.010	.02	.01	1.13	.15	—	.0036	.0090	805	—	860	B2.2	11.2
11	.29	1.03	.29	.032	.011	.05	.02	1.13	.34	—	.0036	.0100	812	—	870	B1.9	8.9



第1圖 焼戻温度—衝撃値曲線

で精製鋼，スウェーデン低磷鉄，低炭フェロアロイを使用し，出鋼前 Al=0.02% を添加して粒度調整後 80kg 丸型鋼塊を作った．各鋼塊は表面皮削り後 30mm 角及び 15mm 角に鍛伸し，850°C/1hr 空冷，650°C/4hr 炉冷の焼準焼戻処理を行い実験に供した．供試材を第1表に示す．C-0, C-51 は基準成分材，C-2, C-6 は Mo を，C-4, C-7 は Ti を添加せるもので，C-8~C-11 は P 及び Mo の添加量を変化せるものである．学振法による 925°C/6hr 滲炭の結晶粒度は含 Ti 材を除き G2~G4 の混粒で含 Ti 材は G6 程度である．

2. 焼戻性能: 全試料につき [JIS 標準シャルピー試験片を加工し所定の焼入温度に 40min 保持後水冷し，直ちに 0~650°C の各温度に 0~100hr 焼戻水冷した．焼入組織については予め顕微鏡試験及び恒温変態曲線を求めておき，含 Ti 材を除いてすべて完全焼入組織であることを確かめた．焼戻処理完了後シャルピー衝撃試験までの時間は略々 48hr に一定し，時効硬化による影響を

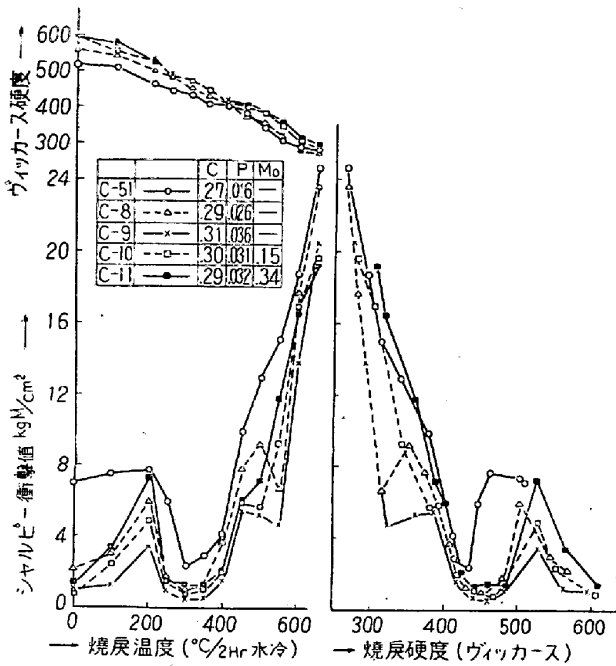
無視し得る様にした．熱処理はすべて Metal Bath を使用して熱処理中の脱炭を防止し，シャルピー衝撃試験温度はすべて 20°C と定め，又衝撃値は 3 本の平均値を採用した．

使用したシャルピー衝撃試験機は容量 30kg-m の島津製作所製のもので，打撃点に於て振り錘の有する速度は 5.5m/sec である．

C-0~C-4 について焼戻時間を変えた時の焼戻性能曲線を第1図に，C-8~C-11 について焼戻時間を一定とした時の焼戻性能曲線を第2図に示す．

第1図より焼戻時間の長い程，曲線は低温度側へずれる傾向にあり，特に低温焼戻脆性域において明らかに認められる．これは焼戻時間が長くなる程，より低温度で安定な状態に移行することが出来るからである．

Al 若くは Ti を添加すると鋼中の [N] が固定されて，焼入温度においては r 中に固溶されない窒化物を作ると考えられている²⁾．そこで Ti を添加した C-4, C



第 2 圖 焼戻温度—衝撃値曲線

-7 について実験を行つたけれども、従来の諸研究結果より一歩進んだ様な実験結果は得られなかつた。

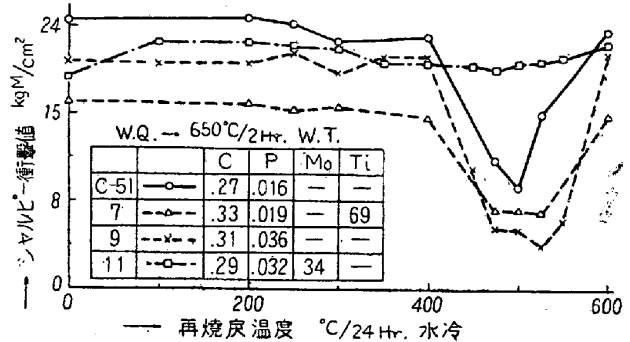
一方 Mo を含有する試料では高温焼戻脆化域で複炭化物が生成されるから、あだかも焼戻脆性であるかの如くシャルピー衝撃値増加の停頓が現われるが同時に焼戻硬度も減少しないため焼戻脆性ではないと思われる。

第 2 図より P 含有量が多くなると高温焼戻脆性が認められる様になり、略々 P 含有量と高温焼戻脆性とは比例する様に思われる。又 Mo の添加によりこの高温焼戻脆性が回復することも確認出来た。

なほ焼戻温度より徐冷した時に認められる二次焼戻脆性の現出程度は、焼戻後急冷した時に認められる一次焼戻脆性と関係が深い様に考えられ、一次脆性の認め易い試料は二次脆性も顕著に現われる。しかし Ti 含有試料では例え含有量が少なくても一次脆性が認められない場合でも二次脆性は可成り著しく現われる様である。

3. 再焼戻性能: 焼戻温度—シャルピー衝撃値、或いは焼戻硬度—シャルピー衝撃値曲線では焼戻に伴う軟化現象即ち靱性の増加も同時に考えなくてはならぬため、焼戻脆性を究明する上には可成り困難を生ずる。そこで焼入後、 Ac_1 直下の温度で一度焼戻処理を行つて軟化せしめ、組織を安定化したのち再び各温度に焼戻して脆性の現出程度のみを知る方がより賢明である⁷⁾。即ち各試料につき 11mm 角で焼入後 650°C/2hr 水冷して安定な焼戻組織となし、再び 0~600°C/24hr 水冷処理を行つて JIS 標準シャルピー試験片に仕上げ、

20°C でそのシャルピー衝撃値を比較した。結果は第 3 図の如くで焼戻性能曲線では高温焼戻脆性の認め難かつた C-51 (第 2 図参照) でも 450°C~550°C の再焼戻温度範囲で著し脆化が認められ、且つ P 含有量が多くなるに従つてこの脆化の谷は深くなる様である。しかし Mo を添加した試料では P 含有量が可成り高いにも拘らずこの脆化は殆んど認められなかつた。即ちこの再焼戻処理は通常の焼戻処理よりも非常に焼戻脆性検出感度の高い方法であることがわかる。以後再焼戻処理によつて現われる脆性を再焼戻脆性と仮称する。



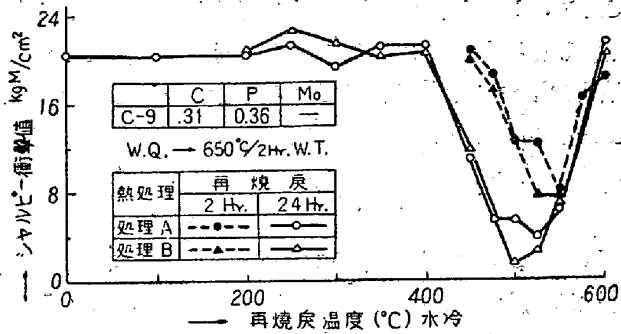
第 3 圖 再焼戻温度—衝撃値曲線

この様な再焼戻脆性が Ac_1 直下で軟化焼戻後常温までの冷却及び再焼戻温度までの加熱条件により影響されるか否かを確認するために第 2 表の如き熱処理を行つて試験した。即ち焼戻温度より常温まで急冷する処理(A)と焼戻後常温まで冷却せずに直接再焼戻温度に保持する処理(B)とである。代表的な試料について再焼戻時間 2hr, 24hr の場合の 20°C シャルピー衝撃値—再焼戻温度曲線を示すと第 4 図、第 5 図の如くである。

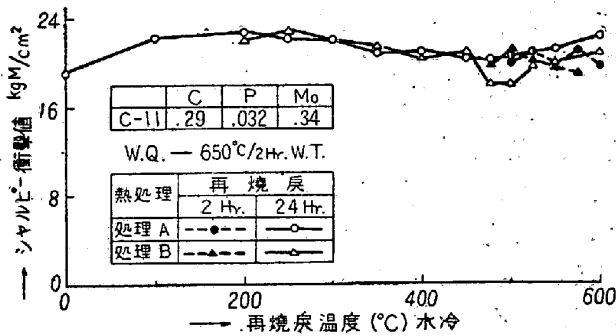
第 2 表 再焼戻脆性検出のための熱処理要領

処理	熱 處 理		
(A)	$Ac_3+50^\circ C$ 40'	650°C 2hr.	100~600°C 2~24hr
	W.Q.	W.T.	W.T.
(B)	$Ac_3+50^\circ C$ 40'	650°C 2hr	100~600°C 2~24 hr
	W.Q.	W.T.	W.T.

第 4 図、第 5 図より再焼戻脆性は途中の冷却加熱処理は無関係で再焼戻温度及び時間の函数であることが明らかとなつた。又第 2 図の焼戻性能曲線で認められる低温焼戻脆性はこの再焼戻処理では認め難いため、焼入組織



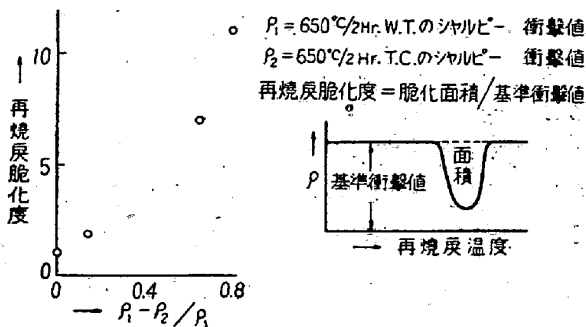
第4圖 再焼戻温度—衝撃値曲線



第5圖 再焼戻温度—衝撃値曲線

の分解に伴う脆化現象であることも確認した。更に再焼戻時間が長くなると脆化の最大点は漸次低温度側に移りこの温度より高温度側では一度脆化した試料が再焼戻時間が長くなると共に靱性を回復する現象も認められる。再焼戻脆性においても Mo の添加は脆性回復に顕著な役割を持つことがわかった。

再焼戻脆性と二次焼戻脆性との間には第6図の如き関係が認められ、再焼戻脆性は略々高温二次焼戻脆性と比例する様である。

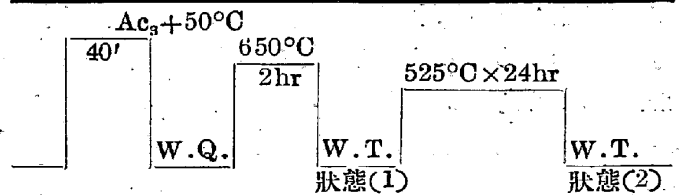


第6圖 再焼戻脆性と焼戻二次脆性の関係

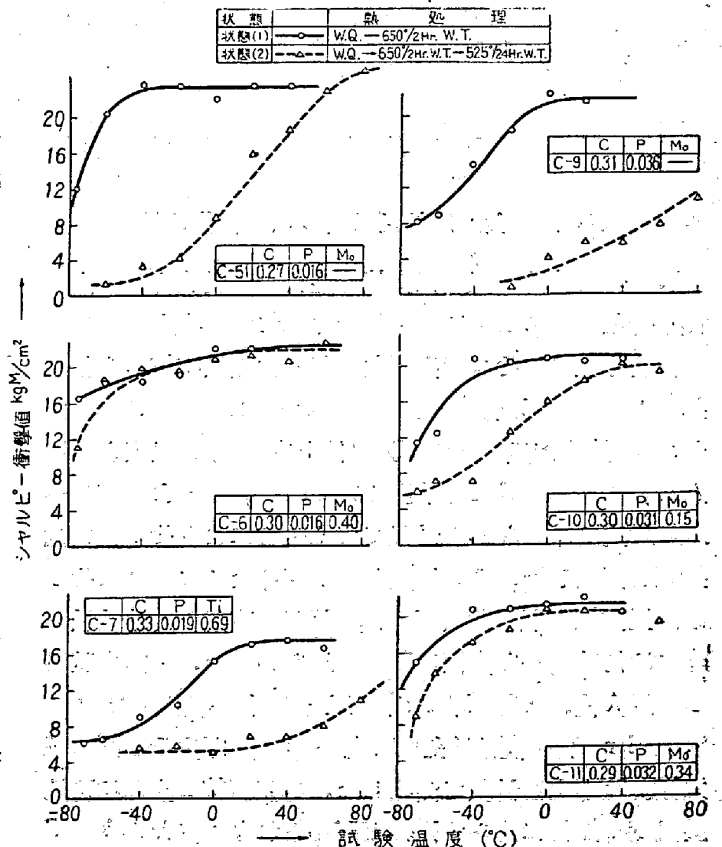
4. 衝撃転移温度: 一般に体心立方の金属材料を試験温度を変えて衝撃値を求めると、ある試験温度域で急激に靱性破断より脆性破断へ移行する。所謂衝撃転移曲線が求められる。焼戻脆化現象、特に高温焼戻脆性とこの衝撃転移曲線の関係については Jolivet, Vidal⁶⁾ によつて研究が始められて以来、脆化現象をより明確にする

実験方法として広く使用され始めている。即ち焼入後充分な焼戻処理を行い急冷した試料と、この試料を再び $500^\circ\text{C} \sim 525^\circ\text{C}$ の再焼戻脆性の最も著しい温度域で脆化させた両試料につき衝撃転移曲線を求め比較する方法である。そこで C-51~C-11 の各試料につき 11mm 角で予め第3表の如き熱処理を行い、JIS 標準シャルピー試験片に加工して各試料の衝撃転移温度を測定した。即ち焼入後 $650^\circ\text{C}/2\text{hr}$ 水冷の焼戻処理を行つた最も靱性の高い熱処理状態 (1) と焼戻後更に $525^\circ\text{C}/24\text{hr}$ 水冷の再焼戻処理により最も脆化した熱処理状態 (2) の2つの熱処理条件の場合について行つたもので、試験片は何れも各所定温度 ($+80^\circ\text{C} \sim -70^\circ\text{C}$) に 20min 保持し、引上げ後直ちにシャルピー衝撃試験を行つたものである。熱処理状態 (1) と (2) における各試料の衝撃転移曲線を第7図に示す。

第3表 衝撃転移温度測定のための熱処理要領



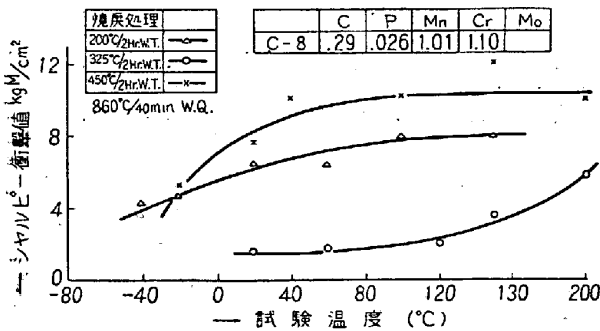
状態 (1) 焼入焼戻により最も靱性に富んだ熱処理状態
 状態 (2) 再焼戻処理により最も脆化した熱処理状態



第7圖 衝撃転移曲線

衝撃転移曲線は P 含有量に比例して高温側に移り、その程度は熱処理状態 (2) の方が著しい。又 Mo の添加によりこの衝撃転移温度の移動は阻止出来る様である。例えば C-51 に Mo を添加すると、C-6 の如く熱処理状態 (1) と (2) の衝撃転移曲線の差が無くなる。又 P 含有量が可成り多くなつても Mo%/P% = 10 程度であると C-11 の如く熱処理状態 (1) と (2) の衝撃転移曲線の差異が認め難くなり、実用上に於ては脆化が回復したと云える。

上記の様な衝撃転移曲線が低温焼戻脆性域に於ても認められるか否を知るために、C-8 につき焼入後 200°C, 325°C 及び 450°C で 2hr 焼戻水冷後試験温度を変えてシャルピー衝撃値を求めた。結果は第 8 図の如くで 450°C/2hr 水冷処理材では明かに衝撃転移曲線が求められるが、他の 325°C, 200°C/2hr 水冷処理材では試料自身の衝撃値が低いため明かには認め難く、衝撃転移が破断面において靱性破面 (fibrous) より脆性破面 (non-fibrous) への変化を伴うと考えれば衝撃転移曲線とは云い難い様に思われる。



第 8 圖 低温度焼戻試料の衝撃転移曲線

5. 焼戻脆性と電気抵抗値の変化: 焼戻脆化が析出を伴う現象であることは略々推定されている事実であるため、脆化域ではその析出現象に伴う電気抵抗値の変化も認められると考え、各試料を 5mm x 5mm x 120mm (電気抵抗測定長 100mm) に仕上げ所定の温度より焼入れ、0~650°C の各温度に 2hr 宛、低温より高温へ順次焼戻急冷しながら常温で電位差計によりその電気抵抗値を測定した。即ち焼戻温度が高くなるに従つてその電気抵抗値も順次低くなり、低温、高温焼戻脆性域と間には何等明かな関係は認められなかつた。一方各試料のを焼入後、650°C/2hr 水冷処理を行い、再び 0~600°C/24hr 再焼戻水冷処理を行いつつ、順次その間の電気抵抗値変化を常温で測定した。電気抵抗の変化は再焼戻温度の如何に拘らず殆んど認められなかつたが 500°C 再焼戻処理によつて僅かにその電気抵抗値が低下する様

である。しかし衝撃試験結果と明確な関係が求められる程著しくはなかつた。この点より考へて焼戻脆化現象は析出を伴つても電気抵抗値の変化として認められる程著しいものでないことがわかる。

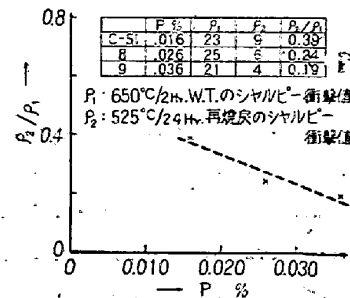
III. 考 察

1. 低温及び高温焼戻脆性の性格上の差異: 低温焼戻脆性は焼入状態の試料を焼戻した時においてのみ認められ、再焼戻処理によつては認め難い。しかし高温焼戻脆性は焼入後の焼戻処理によつて認められるのみならず、焼入後 A_{c1} 直下で焼戻急冷を行い再び 450°C~550°C で再焼戻した時にも、より著しく脆性が認められた。即ち低温焼戻脆性は焼入マルテンサイトの分解に伴う過渡的な現象によるものであり、高温焼戻脆性は安定なフェライト相の溶解度変化による析出と予想される。

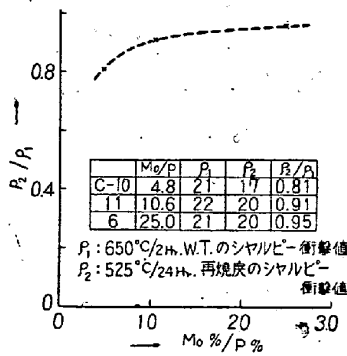
2. 焼戻脆性と化学成分の関係: 最近低温焼戻脆性は焼入処理により γ 中に固溶した [N] が焼戻温度の上昇に伴ない析出し、そのために現われる脆性であるからこの [N] を予め γ 中に不溶解な窒化物としておけば、焼入後の焼戻処理によつて [N] が析出しないから低温焼戻脆性は認められないと考えられている²⁾。著者等も含 Ti 材について実験を行つたけれども充分なる結果を得ることが出来なかつた。この点に関しては更に詳細な実験を行う必要がある。

一方高温焼戻脆性は P 含有量の多少によつて脆化が左右され、この脆性の回復には Mo の添加が最も有効であつた。P 及び Mo 含有量と高温焼戻脆性との関係を明かにするために第 9 図には再焼戻脆化度と P 含有量の関係を示す。明かに P 含有量が増加すると再焼戻脆性が顕著になり、Mo の添加によつてこの脆性が漸進的に回復することが認められる。

次ぎにこの高温焼戻脆性と一次的な関係を有する衝撃転移温度と P 含有量の関係を第 11 図に、衝撃転移温度と Mo%/P% の関係を第 12 図に示す。この衝撃転移

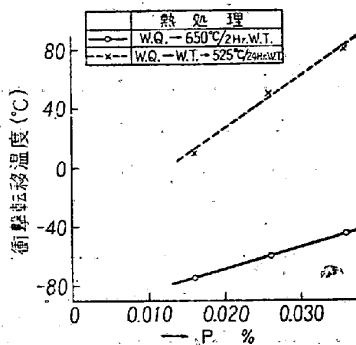


第 9 圖 再焼戻脆化と P% の関係

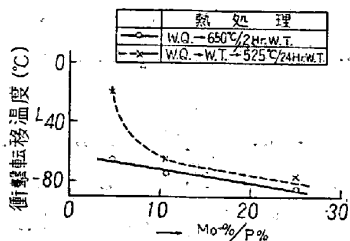


第 10 圖 再焼戻脆化と Mo%/P% の関係

温度は何れも第 7 図より求めたもので、シャルピー衝撃値 12kg-m/cm² を示す試験温度を便宜上衝撃転移温度と仮定して比較した。第 11 図より 525°C/24hr 再焼戻処理せる方が焼入焼戻の靱性状態の試料に比しその衝撃転移温度も高く、且つ同一 P 含有量増加に対する衝撃転移温度の増加も大きい。第 12 図よりは Mo%/P%≒10 程度の含有で両熱処理材の衝撃転移温度は略々同一になり、高温焼戻脆性回復のためにはこの程度の Mo を添加すれば良いことがわかる。



第 11 圖 衝撃転移温度と P% の関係



第 12 圖 衝撃転移温度と Mo%/P% の関係

この衝撃転移温度と Mo%/P% の関係は Baeyertz 等⁹⁾が Mn 鋼及び Cr 鋼について行つた実験結果とよく一致する。即ち Baeyertz 等は AISI 1340 (C≒0.4 Mn≒1.8), AISI 5140 (C≒0.4, Cr≒0.8) の 2 鋼種を用い焼入焼戻急冷 (850°C 油冷→620°C/1hr 急冷) と焼戻徐冷 (850°C 油冷→620°C/1hr 徐冷) の両熱処理材についてその衝撃転移温度を測定して高温焼戻脆性を

比較している。その結果この鋼種では P 含有量が増加する程、又焼戻後の冷却速度が遅くなる程焼戻脆性が顕著になり、又 Mo の添加によつて回復せしめ得ると述べており、その衝撃転移温度はこれ等鋼種の Mo%/P% によつて決定されるもので焼戻後急冷材と徐冷材との衝撃転移温度の差は Mr%/P% が多くなる程接近することを示している。

3. 焼戻脆性の機構について: 上記の極めて簡単な実験結果より焼戻脆化の機構に対して現在まで種々提案されている説を判定し結論を与える事は不可能であるが高温焼戻脆化現象に対しては実験結果 3^{*)}より高温脆化の主原因と思われる析出物は 650°C 焼戻急冷処理によつて充分 α 中に固溶しているが、更にこれを高温脆化域に相当する 500°C 附近の温度に保持すると固溶限の差異によつて再び析出し、この析出物が衝撃転移温度をより高温へ移動させる有害な役割を持つと思われる。しかしこの析出物は微量であつて、電気抵抗の値を変化させる程には大きくない。

尚、低温焼戻脆化は上記の様にマルテンサイトが比較的低温度で焼戻された時、析出して来る溶質原子の比較的低級な化合物の析出の様相が脆化の主原因をなしている様に思われる。

IV. 結 言

以上行つた結果を総括すると次の如くなる。

1. 低温焼戻脆性は再焼戻処理によつて認め難いため焼入組織の分解に附随した現象であること。
2. Ti の影響に関しては、なお十分な実験を必要とし、こゝに述べた結果から結論は得られなかつた。
3. 高温焼戻脆性は再焼戻処理により、より明かに認め得るため、安定な焼戻組織より α の固溶変化による析出現象と考えられる。
4. 高温焼戻脆性に対しては P 含有量がこの脆化を促進し、Mo の添加によつて回復せしめ得ること。更に高温焼戻脆性回復に必要な Mo 添加量は Mo%/P%≒10 程度であること。
5. 低温、高温焼戻脆性に伴う電気抵抗値の変化は余り顕著では無い。

これ等鋼種についての減圧溶解による脱ガス効果と焼戻脆性との関係、或いは高温焼戻脆性の主原因と考えられる析出物の光学及び電子顕微鏡試験については後に報告することゝしたい。(昭和 28 年 8 月寄稿)

文 献

- 1) M. A. Grossmann, Iron Age, 114 (1924) 149/

- 151
- 2) H. Schrader, H. Wiester, H. Siepmann,
Arch. Eisenhüttenw. 21 (1950) 21/31
- 3) E. Houdremont, H. Schrader,
Arch. Eisenhüttenw. 21 (1950) 97/104
- 4) H. Benneck, Arch. Eisenhüttenw 9 (1935/36)
147/151
- 5) 萩原: 鐵と鋼, 28 (昭 17) 1209/1231
- 6) 今井, 石崎: 日本金屬學會誌, 13 (1948) 8
- 11/15, 14 (1950) 2 52/56
- 7) G. Vidal, Rev. Met. 42 (1945) 149/155
- 8) H. Jolivet, G. Vidal: Rev. Met. 41 (1944)
403/408, 41 (1944) 378/ 388
- 9) M. Baeyertz, W.F. Craig, J.P. Sheehan,
J. of Metals, 185 (1949) 535/543, 188 (1950)
389/396
- 10) L.D. Jaffe: J. of I. & S. Inst. (1950) 1/3

高クロム不銹鋼の耐酸性の研究 (II)

(昭和 28 年 4 月本會講演大會に於て發表)

多賀谷正義*・伊佐 重輝**

RESEARCH ON ACID RESISTANCE OF THE HIGH CHROMIUM STAINLESS STEELS (II)

Masayoshi Tagaya; Dr. Eng. & Shigeteru Isa

Synopsis:

In the 1st report (Tetsu to Hagané, 39, Nov. 1953, No.11, p. 1266-1270) we described that 27Cr-5Ni-1Mo-1Cu stainless steel had good acid resistance when heat treated at the temperature range from 700° to 1100°C and that content of 10% Ni in such steels helped the formation of sigma phase, so worsened the acid resistance.

Here, we researched on the effect of decreasing the Cr content on the acid resistance in such high-Cr steels containing 5%Ni, 1%Mo & 1%Cu by the same experimental method as in the 1st report. At the same time, research was made on the effect of heat treatment on the acid resistance of several austenite stainless steels which were made in Japan and foreign countries.

25Cr-5Ni-1Mo-1Cu steel had a tolerable good acid resistance when heat-treated at the temperature range from 700° to 900°C, but at 1000° and 1100°C the acid resistance worsened presenting a large σ -phase accompanying a grain growth.

In 23Cr- & 20Cr-5Ni-1Mo-1Cu steel, the acid resistance worsened initially and more at the carbide-precipitating temperature, that is, at 700° and 800°C; but at 900°, 1000°C and 1100°C the acid resistance was better by re-dissolution of carbide. Accordingly, it was presumed that lower limit of Cr content on such high-Cr steels was 25% as far as the acid resistivity is concerned.

When these steels were heated for 200 hours at 800°C, even 25Cr steel formed no sigma phase but the aggregate of α and sigma. On account of this phenomena, the acid resistance worsened, but the weight loss by corrosion showed less than 20g/m²/hr which 27Cr steel showed in the same condition. 23Cr- and 20Cr steel did not form sigma or aggregate, thus the hardness and weight loss by corrosion did not vary.

The acid resistance of austenite stainless steels containing both Cu and Mo showed nearly no

* 大阪大學教授, 工博. ** 同講師