真空熔解せる鋼の性質に関する研究 (第2報)*
歪時効硬化について

山田良之助** 横山均次** 中村正久** 漆原富士夫**

R. Yamada, K. Yokoyama, T. Nakamura and F. Urushibara: Study on Properties of Vacuum-Melted Steel (2nd Report). On Strain Age-Hardening. Some specimens were prepared either by vacuum melting in a high-frequency induction furnace or by

** 東京工業大学

* 1956年4月本会東京大会に発表

melting in atmosphere from the same materials. The strain age-hardening of these specimens was experimented in comparison with that of some commercial steels. With vacuum-melted specimens, the increase of tensile strength in the blue heat range became very little and sometimes even imperceptible. With steels of high carbon content (0.8% C), the blue heat range removed toward the high-temperature side and was distinctly observed even in specimens of vacuum-melted steels. The strain age-hardening after cold-rolling appeared more delayed with vacuum-melted steels just like in the case of quench-aging. The hardening values in the case of strain age-hardening revealed not so much difference due to different melting methods as the blue shortness.

(Received November 20, 1956)

I. 緒 言

著者らは第 1 報において、電解鉄とカーボンブラックとにより真空溶解して作つた鋼は、一般の市販鋼あるいは同一原料を大気中で溶解した鋼に比し、特に酸素、窒素などの含有ガスが少く、焼入時効硬化に顕著な差異があることについて述べた。本報告はこれに引続き同一の試料を用い歪時効硬化に関係あるもののうち、青熱脆性および冷間圧延後常温あるいは比較的低い温度に加熱した場合の硬さの変化を測定した結果について述べる。この種の事柄に関しては、J. D. Fast⁽¹⁾ の報告に主として低炭素の鋼の歪時効硬化と青熱脆性の簡単な結果が示されているほかは殆んど見当らず、未だ充分でないと考えられる。この研究によれば焼入時効硬化と同様に、歪時効硬化も真空溶解することによつて遅延する。そして青熱脆性の温度範囲での引張強さの増加は殆んど認められなくなる。

II. 実験方法

本報告に使用した試料は第 1 報⁽²⁾ (Table 1) に示してあるもののうちから選んだものである。

青熱脆性の測定には 5.5 mm ϕ 標点距離 20 mm の試験片を用いた。熱処理はすべて切削後、各炭素含有量に応じた焼鈍温度で 1 hr 真空焼鈍を行った。引張試験は容量 3 t の

アムスラー型試験機により、試験温度に 30 min 保持後約 10 min 間で試料を切断した。

歪時効硬化は試料を熱間鍛錬後表面を研磨、さらに 3 mm の厚さまで冷間圧延し、研磨後前者と同様真空中で焼鈍したものを用いた。加工度はスキンプスの程度

から普通圧延までという考えから、1%、5%、10%、30% を選び、時効温度は 30°, 70°, 100°, 200° とし各温度の油入恒温槽中に保持、一定時間毎に取出してビッカース硬さを測定した。

III. 実験結果とその考察

- (1) J. D. Fast, Stahl u. Eisen, 73(1953), 1484.
- (2) 山田, 横山, 中村, 漆原, 本誌, 21 (1957), 141.

Fig. 1 は炭素含有量約 0.02% の鋼の結果である。a は真空溶解, b は大気中溶解である。炭素含有量が多少異なるが、それを考慮に入れても真空溶解の方が常温における引張強さ、降伏点は低く、伸び、絞りは大い。青熱脆性の温度範囲での引張強さの増加は真空溶解がわずかに 4 kg/mm² であるのに比し、大気中溶解では約 19 kg/mm² もあり非常に大きい。真空溶解した試料に多少とも青熱脆性が

Fig. 1 Results on tension test of specimen I and V at blue heat range.

Fig. 2 Results on tension test of specimen J, W, R and K at blue heat range.

現われているのは前報で詳しく述べたように、この程度の添加炭素量の溶解では十分に酸素、窒素を迫出すことが出来ないためであると考えられる。これに反し伸び、絞りは青熱脆性範囲での減少が共にかなり大きい。

Fig. 2 は炭素含有量約 0.1% の試料の結果である。a は真空溶解, b は大気中溶解, c は市販リムド鋼, d は同じくキルド鋼である。この場合は引張強さ、降伏点は真空溶

解, キルド鋼, 大気中溶解, リムド鋼の順序に次第に高くなっている。引張強さの増加は真空溶解ではわずかに認められる程度であるが, キルド鋼ではやゝ大きく, 大気中溶解およびリムド鋼では顕著で約 13 kg/mm^2 に及ぶ。真空溶解した試料に多少の引張強さの増加が見られるのは前と同じ理由によるものである。伸び, 絞りについては前図と

同様である。

Fig. 3 は炭素含有量約 $0.1 \sim 0.2\%$ の試料の結果である。a は真空溶解, b は大気中溶解, c は市販リムド鋼, d は同じキルド鋼である。この場合も炭素量が多少異なっているため厳密な比較は出来ないが, 引張強さ, 降伏点は真空溶解, 大気中溶解, リムド鋼, キルド鋼の順で高くなり, 伸

び, 絞りはその逆になる。真空溶解はこの程度の炭素を添加することにより殆んど完全に脱酸, 脱窒を行う。従つて引張強さの増加も殆んど認められなくなる。大気中溶解およびリムド鋼は顕著な青熱脆性を示す。キルド

Fig. 3 Results on tension test of specimen L, X, A and B at blue heat range.

Fig. 4 Results on tension test of specimen M and Y at blue heat range.

Fig. 5 Results on tension test of specimen N and Z at blue heat range.

ド鋼はそれより少い。しかし伸び, 絞りの減少は真空溶解ではその程度は少いかなり認められる。

Fig. 4 は炭素含有量 0.4% の真空溶解 a と大気中溶解 b の結果である。この程度の炭素含有量のものでは, 脱酸, 脱窒が殆んど完全と思われるにもかかわらず, 含有炭素量が高いためか真空溶解した試料でもこれまで示したものより稍々高温側である約 300° 附近に引張強さの高い点が見われる。大気中溶解は引張強さの増加, 伸び, 絞りの減少とも真空溶解に比べ大きく, 引張強さの最大の点は同じくやゝ高温側にある。

Fig. 5 は同じく約 $0.7\% \text{ C}$ の試料の結果である。前図の説明で述べたことはこの場合特に著しい。

以上の Fig. 1~5 をまとめたものが **Fig. 6** である。横軸には炭素含有量を, 縦軸には最大引張強さ, 最小引張強さを示してあり, これらの差を示す実線と点線の間の部分が, 各炭素含有量での青熱脆性の大きさを表わしている。大気中溶解では特に低炭素の部分で青熱脆性が特に甚しく, 他は炭素含有量には関係なく相当程度の脆性を示す。真空溶解は炭素含有量の少ない部分では度々述べたように, 脱酸, 脱窒が不十分な範囲でわずかに脆性が現われるが, 中間では殆んど見られず, 高炭素側では再び脆性が見られる。次に常温における降伏点の示してある。降伏点は真空溶解の方が低い。さらに常温の伸びと最小の伸びとを示してある。この点線, 実線の間の部分が伸びに現われる青熱脆性の大きさを表わしている。これは引張強さの場合と同様で, 大気中溶解では低炭素側で特に甚しいほか全体に亘つて相当程度の伸びの減少が見られる。真空溶解も同様低炭素側は伸びの減少が大きい次第に小さくなり, 高炭素側では殆んど認められなくなる。

次に歪時効硬化について述べる。これは青熱脆性との関

連において、大体の傾向を知るため硬さのみの試験を行った。これは歪時効硬化においては硬さと降伏点は殆んど平行して変化し、引張強さの変化はむしろ少いとされているためである⁽³⁾。

Fig. 6 Comparison of tensile strength, yieldpoint, elongation increase of tensile strength and decrease of elongation at blue heat range, with carbon content of specimens melted in vacuo or atmospherically.

時効時間-硬さの関係の一例を

Fig. 7 に示す。試料 D 0.091% C は真空溶解, 試料 W 0.050% C は大気中溶解である。両者の最も明白な相違は, 真空溶解した試料は最高の硬さに達する時間が長いことである。すなわち常温 (30°) では試料 D は 3 日で最高硬さとなるのに比し, 試料 W は 2 日である。 100° では D は 1.5 hr, W は 1 hr 以内に最高硬さとなる。また 200° では D は 30 min, W は 15~30 min である。加工度は高い方が最高硬さに達するのが速いようである。これは特に高温時効について顕著である。硬さの増加が 5~15 程度で焼入時効と比較してかなり小さいため, 精度の点から正確な比較は困難であるが, 大気中溶解の方が硬化がやゝ大である。

硬化量に対する加工度の影響は在来の研究ではないとされているが, 本実験の結果も明確には示し得ないが, 加工度が高い方が硬化量がやゝ大きいという結果になった。

(3) 例えば Shoenberger, Paliwada, Trans. ASM, 45 (1953), 344 など。

これらの結果を前述の青熱脆性の結果と比較して考えるとき, 青熱脆性は真空溶解をすることにより非常に小さくなり, 引張強さの上からは殆んど増加が認められなくさえるのに比べ, 歪時効硬化にはそのように顕著な差は認め

Fig. 7 Age-hardening after cold rolling of specimen D and W.

Fig. 8 Comparison of increase of hardness after strain ageing with carbon contents of specimens melted in vacuo or atmospherically.

られない。

次に以上の歪時効硬化と試料の炭素含有量との関係を示したのが Fig. 8 である。この図において時効後の硬さは常温およびその他の各温度での硬化量に殆んど差を認め得なかつたので全体を平均してとつてある。時効硬化量は炭素含有量には殆んど関係がない。加工度は高い方が硬化量がやゝ大きい。真空溶解の低炭素側の試料が硬化量が大きいのは, 前述の通り脱酸脱炭が不十分なためで, これは青熱

脆性の結果と一致する。

IV. 総 括

以上の結果を総括すると次の通りである。

(1) 真空溶解した材料は同一原料を用いて大気中で溶解したものおよび市販鋼材に比べ青熱脆性温度範囲での引張強さの増加は非常に小さいが、伸び、絞りはそのほど影響をうけない。

(2) 引張強さにおける青熱脆性の最大の点は炭素含有量

が高くなると高温側に移動する。

(3) 引張強さにおける青熱脆性は真空溶解した試料では炭素含有量 0.1~0.4% の間では殆んど認められなくなるのは 0.2% 程度の炭素を添加することにより、酸素、窒素の含有量を非常に少なくすることが出来るためである。

(4) 歪時効硬化においては真空溶解した試料は最高硬度に達する時間が長く、硬化量も一般に小さい。