

第 8 会場 (性質・基礎・原子力・分析)

(234) 真空溶解した低炭素鋼の焼入時効
におよぼす溶解坩堝材の影響

東京工業大学, 精密工学研究所

○漆原 富士夫

Effect of Crucible Materials on the Quench-
-aging of Vacuum-melted Low Carbon
Steel

Fujio URUSHIHARA

1. 緒 言

著者は以前に市販アルミナ質ルツボを使用して真空溶解した炭素鋼の性質を調べ, 大気中溶製鋼および市販鋼のそれと比較して, 真空溶解鋼では焼入時効性, 歪時効, 青熱脆性などが減少することを報告した¹⁾²⁾. これらの性質は主として鋼中の窒素の減少に起因するものと考えられるが, 試料の溶製に当たり, 溶解条件が必ずしも一定しなかつたために, 鋼中の Si 量に変化するなどのルツボ材料の影響が認められた. そこで本実験ではルツボ材料を異にする真空溶解鋼についてその焼入時効性を検

Table 1. Crucibles used.

Steel	Crucible	Fe ₂ O ₃ (%)	SiO ₂ (%)	Al ₂ O ₃ (%)	MgO (%)
A Atmospheric-melted	Alumina				
B Vacuum-melted	Alumina	0.35	17.18	81.93	—
C "	High-alumina	0.04	3.62	95.99	—
D "	Magnesia	0.20	0.13	4.91	92.35

Table 2. Chemical composition of specimens.

Steel	Crucible	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Al (%)
Atmospheric-melted	A Alumina	0.02	0.11	0.14	0.015	0.008	0.001
		0.05	0.15	0.15	0.014	0.009	0.001
		0.06	0.15	0.15	0.015	0.008	0.002
		0.11	0.22	0.18	0.016	0.005	0.001
		0.18	0.21	0.16	0.011	0.006	
		0.04	0.15	0.16	0.015	0.010	0.01*
		0.09	0.21	0.18	0.012	0.006	0.05*
Vacuum-melted	B Alumina	0.02	0.31	0.03	0.016	0.006	
		0.05	0.30	0.07	0.018	0.007	0.010
		0.14	0.28	0.20	0.010	0.005	0.007
		0.16	0.27	0.15	0.014	0.007	
		0.06					0.044*
	0.09	0.24	0.18	0.014	0.006	0.040*	
	C High-alumina	0.01	0.21	0.09	0.009	0.005	0.014
		0.10	0.22	0.19	0.015	0.007	0.015
	D Magnesia	0.04	0.15	0.16	0.010	0.005	0.020
		0.07	0.19	0.16	0.013	0.005	0.001

* Deoxidized by 0.1% Al

討した結果を報告する.

2. 実験方法

2.1 試料の作製

電解 Fe, 砂糖炭を原料として 35 kVA 高周波炉により, 普通純度の市販アルミナ質ルツボを使用して, 数種の炭素鋼を大気中で 4 kg ずつ溶解し, 金属 Si および Mn の 0.2% 量を脱酸剤として添加し, 60 mm φ の金型に鑄造した. また一部の鋼には 0.1% Al をも添加して Al 脱酸の影響をみることにした. これらの鑄塊の下半部を大気中溶製鋼 (A) とし, つぎに上半部を小型高周波真空溶解炉で, Table 1 中に示した 3 種類の市販ルツボを用いて再溶解し, これを真空中で 50 mm φ の水冷金型に鑄造した. これらの鑄塊を 12 mm φ の丸棒に鍛造の後電気マuffle 炉中で 900°C×3 hr 焼準し, ついで 12 mm φ×厚さ 5 mm の試片を切削して, これを 900°C×1 hr 真空焼鈍して実験に供した.

Table 1 中に示した大気中溶製鋼種 A は炭素量 0.02~0.22% の計 9 種であり, その中 2 種は Al 脱酸鋼である. 真空溶解鋼種 B は炭素量 0.01~0.24% の計 10 種でその中 2 種は Al 脱酸鋼種である. また高アルミナ質ルツボによる真空溶解鋼種 C は炭素量 0.01~0.10% の 3 種, マグネシヤルツボの真空溶解鋼種 D は 0.04~0.10% の 4 種類である. これらの試料鋼総計 26 種の約半数のものを分析した結果を Table 2 に示した.

2.2 熱処理, 硬さ測定

試料の溶体化はすべて鉛浴中で 700°C×1 hr 加熱し, 10°C の水中に急冷後表面をエメリー研磨して各時効処理を施した. 常温時効は 18°~20°C の魔法瓶中に保存して行ない, また焼戻時効は 40°, 70°, 100°C の温水または沸騰水中で所要時間保持し, 室温に冷却後測定に

供したが、これらの焼戻時効用の試料は時効処理および測定時以外のときは水中中に保存して常温時効の影響をさけるようにした。実験は同一試料鋼、同一熱処理について、2個の試片を用い、ピッカース硬さ(10 kg 荷重)を室温で測定し、時効時間との関係を求めた。

3. 実験結果

3.1 常温時効

各試料鋼の常温時効による硬さ Hv の変化を時効時間に対して Fig. 1 に示した。図中の各曲線はいずれも縦軸上に硬さ 100 を基準値としてその位置を示してあるが、とくに基準値に向けて矢印を付した曲線以外は上位曲線より下位の曲線へそれぞれの基準位置を上位から順に下方へとつて描いた。各試料をつうじて炭素量の多いものは最高硬さに達する所要時間が短かく時効速度が大であることが認められるが、真空溶解鋼は大気中溶解鋼に比べその速さは幾分小であることがみられる。鋼種 A では炭素 0.02% 鋼ですでにかなりの硬化を生じ、C が 0.05% C 以上の鋼で硬化はもつとも顕著になり、最高 Hv 200 程度に達する。時効変化は焼入後 1 日の経過で

硬さ増加がみられ、0.06% C 以下の鋼では約 10 日、0.11%、0.18% C 鋼では約 6 日、0.2% C 鋼では 5 日で最高硬さに達しそれ以後はあまり変化がみられない。これに対し 0.1% Al 脱酸鋼では時効速度はかなり遅いことが認められる。鋼種 B の試料群では 0.02% C 量以下の鋼には時効による硬さ変化はほとんど生ぜず、0.03% C 以上の鋼で硬化が起こる。図示の各鋼の硬化速度を鋼種 A の各鋼のそれと炭素量との関連において比較すれば鋼種 B では硬化速度の小なることがみられる。また各鋼種をつうじて鋼種 B の鋼には時効初期に約 1 日の硬さ変化の起こらない遅れがみられる。この遅れ期間が他の鋼種の試料よりも長いことは、鋼種 B の鋼の Si 含有量が他に比べて多いことに関係するものと思われるが明らかではない。前報の実験¹⁾では焼入後 2 日を経て測定したためこの遅れ時間はみられなかった。鋼種 B では Al 脱酸試料と他の試料とでは硬化速度の違いは鋼種 A ほどではない。つぎに鋼種 C では鋼種 B と同様に 0.02~0.03% C 量以下では硬化は生じないものと思われ、鋼種 D では 0.04% C 鋼においても硬化がみられない。

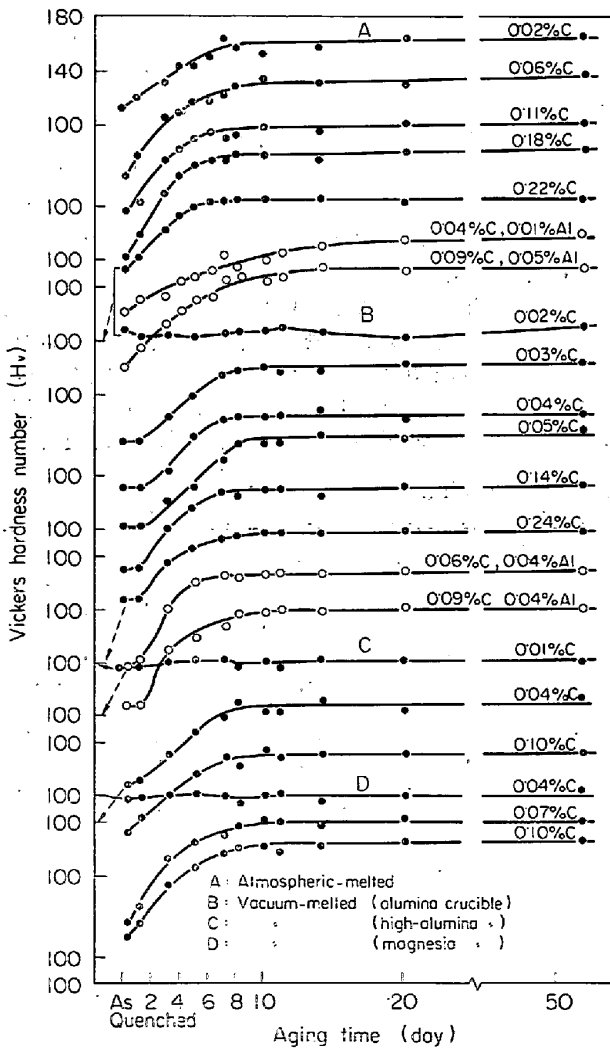


Fig. 1. Quench-age-hardening of the specimens at room temperature after water-quenching from 700°C-1 hr.

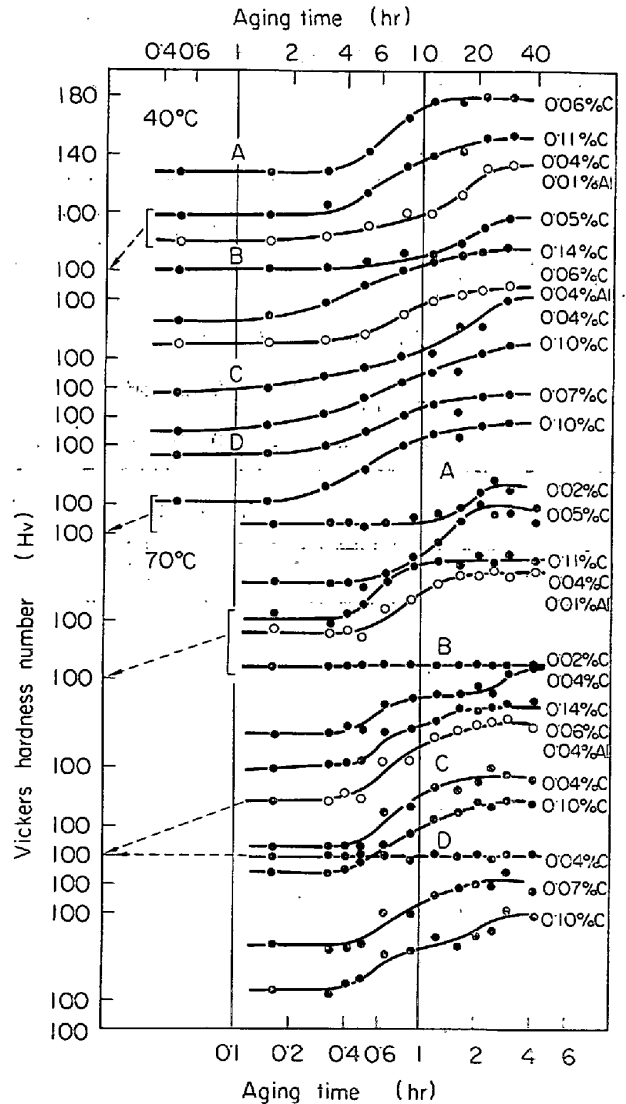


Fig. 2. Aging at 40°C and 70°C of specimens after water-quenching from 700°C-1 hr.

Fig. 1 に示した各鋼について常温時効をさらに長期間行なつたが 5 年経過後においても、硬化した試料と硬化しなかつた試料のどちらにも硬さの変化はみられなかつた。長期間時効では前報¹⁾の実験で 12 年間常温時効をした結果もまったく同様であつた。

3.2 焼戻時効

Fig. 2 は 40°C および 70°C, Fig. 3 は 100°C 時効の結果を縦軸を Fig. 1 と同様にして示したものであり、これらの結果をつうじていずれの試料鋼でも焼戻温度を高くすれば硬化は急速に起こるが、到達する最高硬度値は低くなる。また炭素量の多い鋼は少ないものに比べて硬化はより速やかに行なわれることも常温時効と同様である。Fig. 2 においては各試料の硬化は、40°C では時効処理開始後約 1.5 hr 程度、70°C では約 30 min, また Fig. 3 の 100°C 時効では約 30 min 以下の時間を経た後硬さ上昇がみられるが、これらの各場合をつうじて鋼種 A の 0.02% C 含有試料では硬化しているけれども、鋼種 B および鋼種 C では 0.02% C, また鋼種 D では 0.04% C 量以下の鋼には硬化を生じないことも常温時効の場合と同様である。Fig. 4 は Fig. 1~3 の結果により、各試料鋼の時効による硬さ増加量を鋼の炭素量に対して、常温および 100°C 時効の場合について例示したものである。これによれば、大気中溶製 Al 添加試料鋼もアルミナ質および高アルミナ質ルツボによる真空溶解試料鋼の 3 者は硬化量においては類似の傾向をもつようであり、また鋼種 B 中の真空溶解 Al 添加試料鋼とマグネシアルツボによる真空溶解試料鋼とは類似の傾向がみられるとみなしてよいようである。常温時効では図示

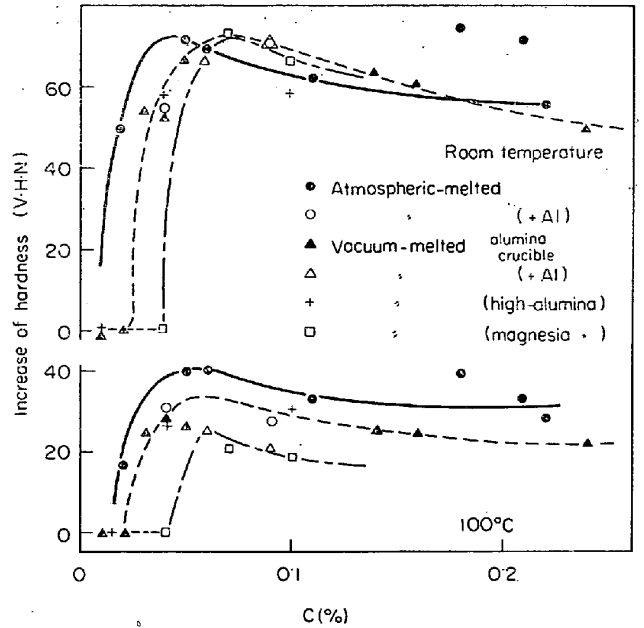


Fig. 4. Relation between the hardness-increase due to aging at indicated temperatures and the carbon contents of specimens.

のように、最大硬化量を生ずる鋼の炭素量が真空溶解鋼は大気中溶製鋼よりも 0.02~0.03% 程度多いと考えられるが、この量は鋼中空素の減少量に相当するものであろう。また焼戻時効の場合は図の 100°C 時効の場合にみられるように真空溶解鋼は大気中溶製鋼よりも硬化量は少であり、ことにマグネシアルツボを使用した試料鋼はもつとも硬化量が少ない結果を示した。

4. 結 言

アルミナ、高アルミナ、マグネシヤ質の市販ルツボを使用して炭素約 0.25% 程度以下の低炭素鋼を高周波真空溶解し、その焼戻時効性を大気中溶製鋼と比較してルツボ材の影響について調べた。その結果真空溶解により鋼の硬化性は減少し、大気中溶製鋼の炭素 0.02% 含有試料ではかなりの硬化性が認められるのに対して、アルミナ質およびマグネシヤルツボを使用した真空溶解鋼では、それぞれ 0.02% および 0.04% 以下の炭素量の鋼には硬化性が認められなかつた。

文 献

- 1) 山田, 横山, 中村, 漆原: 金属学会誌, 21(1957) 3, p. 141
- 2) 山田, 横山, 中村, 漆原: 金属学会誌, 21(1957) 4, p. 231

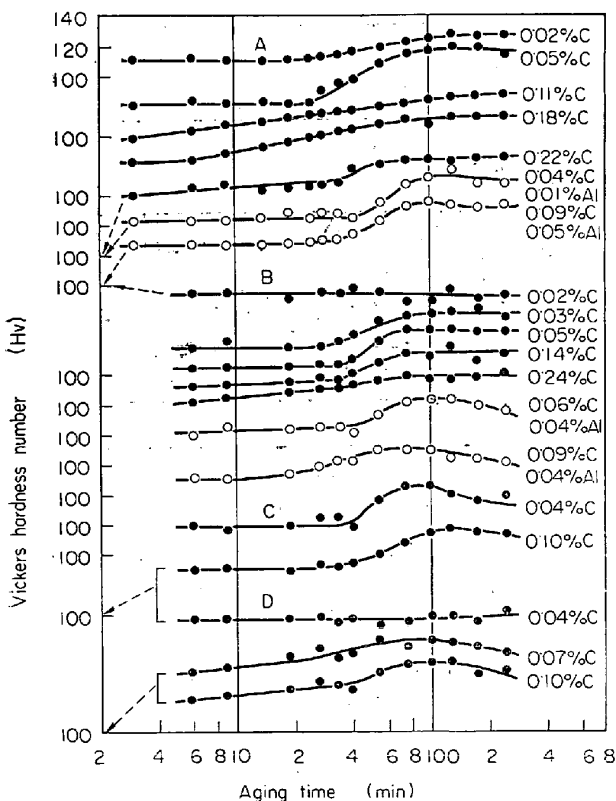


Fig. 3. Aging at 100°C of specimens after water-quenching from 700°C-1 hr.

(236) 珪素鋼の 2 次再結晶過程について

住友金属工業, 中央技術研究所 ○松岡 孝
Kinetics of Secondary Recrystallization in Silicon Iron

Takashi MATSUOKA

1. 結 言

不純物を適当に分散させた珪素鋼を処理することによ