

Table 2. Activation energy of induction period of secondary recrystallization. (kcal/mol)

Heat	T 15	NC 3a	A 13	MnS-treated heat	MnS-treated heat
Inclusion	TiC	NbC	AlN	MnS	MnS
Present investigation	120	120	110	130	103 ⁽¹⁾
Heat of solution	54 ⁽²⁾	42 ⁽³⁾	38 ⁽⁴⁾	25 ⁽⁵⁾	25 ⁽⁵⁾
Activation energy of diffusion	21 ⁽⁶⁾	21 ⁽⁶⁾	18 ⁽⁷⁾	50 ⁽⁵⁾	50 ⁽⁵⁾
Sum	75	63	56	75	75

- (1) PHILIP²⁾ (2) SAWAMURA⁸⁾ (3) SMITH⁹⁾
 (4) SAWAMURA⁷⁾ (5) AINSLIE⁴⁾ (6) LEAK⁵⁾
 (7) LEAK⁶⁾

かNとなる。珪素鋼中のCやNの拡散の活性化エネルギーには LEAK^{5,6)}の結果を用いた。珪素鋼中の不純物の溶解熱はえられていないので純鉄中の値で代用する。AlN, TiCの溶解熱は沢村⁷⁾の結果でTiCは δ 鉄中のAlNは α 鉄中のである。NbCのはSMITH⁹⁾の γ 鉄中の値である。これらをまとめたのがTable 2である。溶解熱と拡散の活性化エネルギーの和と実験値を比べると、およそ50 kcal/molぐらい実験値のほうが大きい。この値は純鉄の自己拡散の活性化エネルギーに近い。すなわちGRAHAM¹⁰⁾やBUFFINGTON¹¹⁾によれば57 kcal/molである。このことから2次再結晶核の形成には鉄の拡散が関連していることが推察される。

焼鈍温度の上昇にともない2次再結晶粒が小さくなるのは核形成頻度が粒成長速度より相対的に大きくなるためである。焼鈍温度が高すぎると2次再結晶が起こらないで1次再結晶粒の成長が起こるのは不純物が急速に変化し、2次再結晶核のできるまで1次再結晶粒を小さく抑えておくことができないためであろう。

電子顕微鏡により粒界に0.1 μ ぐらいの不純物が多く観察された。このような不純物をともなつた粒界は移動が困難であろう。これと共に不純物のついていない粒界がみられたが、これは移動しやすく2次再結晶核の形成に何らかの役割を果していると考えられる。

焼鈍によつて不純物が一方に並ぶ配列を見せた場合があつたが、これは圧延による向き方向と関連するものと考えられる。そして2次再結晶粒が圧延方向に長く伸びることに影響していると思われる。

粒界に見る不純物としては未焼鈍時に存在した0.1 μ ぐらいのものばかりでなく、さらに凝集してきているようである。これには固溶状態からの析出の他に前述のようにTiCの固溶、再析出、凝集も考える必要があり、この不純物の挙動については今後さらに検討する必要がある。

5. 結 言

2次再結晶粒の成長過程の観察によつて次のことが明らかになつた。

(1) 2次再結晶粒は板厚内部から発生する。その時周囲の1次再結晶粒の大きさは2/100 mm ぐらいの大

きさである。

(2) 2次再結晶粒の普通圧延方向に伸びた伸長粒であるが、焼鈍温度が高くなるとむしろ小さく、また丸味を帯びる。さらに高くすると2次再結晶しなくなる。

(3) 2次再結晶の潜伏期間の活性化エネルギーは不純物TiCで120 kcal/mol, NbCで120 kcal/mol, AlNで110 kcal/molである。MnSでは130 kcal/molであつた。この値は不純物の溶解熱と拡散の活性化エネルギーの和より大きい。

(4) 1次再結晶粒界に不純物TiCが付着している状態が観察された。2次再結晶粒にはかなり大きい不純物が点在していた。粒界移動と不純物の関係についてはさらに検討する必要がある。

文 献

- 1) 松岡: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1635~1640
- 2) T. V. PHILIP and R. E. LENHART: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 221 (1961), p. 439~445
- 3) C. G. DUNN: Acta Met., 1 (1953), p. 163~175
- 4) N. G. AINSLIE and A. U. SEYBOLT: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 194 (1960), p. 341~350
- 5) D. A. LEAK and G. M. LEAK: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 189 (1958), p. 256~262
- 6) D. A. LEAK, W. R. THOMAS T. M. LEAK: Acta Met., 3 (1955), p. 501~507
- 7) 沢村, 盛: 鉄と鋼, 41 (1955), p. 1082~1090
- 8) *ibid.*, 43 (1957), p. 31~38
- 9) R. P. SMITH: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 236 (1966), p. 220~221
- 10) GRAHAM and TOMLIN: Phil. Mag., 8 (1963), p. 1581~1585
- 11) BUFFINGTON, HIRANO and COHEN: Acta Met., 9 (1961), p. 434~439

(239) B 処理鋼の特性におよぼす Ti の影響

三菱製鋼, 東京製鋼所

理博 阿部 吉彦・○岩城 朗
田村 稔・小沼 茂

Co-Ordinated Effects of Ti on the Characteristics of B-Treated Steel

Dr. Yoshihiko ABE, Akira IWAKI
Minoru TAMURA and Sigeru ONUMA

1. 緒 言

鋼の焼入性向上に対する経済効果をねらつたものにB処理鋼があるが、この場合のBはオーステナイトに固溶しない限り実質的な効果があらわれないのでその存在形態を問題にする必要がある。ところでBは酸素および窒素との親和力が強くそのため製造条件次第ではその存在形態が変化するのみか同一チャージ内でもununiformityになるケースが予測される。この意味においてB処理鋼

の溶製時には Ti の併用添加が考えられこの点を検討した報告もすでにいくつかあるが^{1)~3)}、筆者らも B の焼入性向上効果を適確に表示できる態別定量法を確立できたので、この面より焼入性に対する Ti の併用効果を調べるとともにあわせてその他の 2, 3 の特性についても同様な検討を加えた。

2. 実験および測定要領

2.1 供試材の作成

B 処理の対象にしたのは SAE 1035 で B および Ti の添加は Ferro-B, Ferro-Ti-B および Ferro-Ti を適当に組合せて行なった。

2.2 焼入性の測定

焼入性はジョミニー式一端焼入方法で試験してその理想臨界直径を求め、B 添加に伴うこの直径の増加率を求めて B の焼入性倍数とした。

2.3 鍛造実験

145 mm 角の材料を 1250°C 以上に十分加熱した後炉中よりとりだして冷却し、開始時の表面温度を変えて 65 mm 角まで鍛造し、終了時の表面温度をもつて鍛造終了温度とした。なお焼準条件は下記にしたがった。

860°C × 3 hr 加熱 → 常温まで空冷

2.4 衝撃試験

試験片の形状は JIS 3 号で下記の熱処理を一樣にほどこした。

焼入れ, 850°C × 30 min 後油中冷却

焼戻し, 500°C × 1 hr 後空冷

3. 実験結果

3.1 焼入性

B/Ti の割合をことにする 8 種の試料について B の存在形態およびその焼入性倍数 (f_B) を比較したところ Table 1 となり、 $\Sigma[B]$ の同量グループ毎に見ると Ti 含有量の多い程焼入性向上に寄与する B 量 (effective [B] 量) が増加する傾向をえたので、直接両者の相関性を比較したところ Fig. 1 のごとくこの effective 量が良く B の焼入性向上効果を定量的に示した。

なお B が焼入性向上に寄与するのは冷却時のフェライトの析出を遅らせることによるので当然この差は変態点の測定結果においても認められよう。

ところで鋼中 B の effective 化に対する Ti の効果を明確にするには溶湯時および凝固後の加熱処理時での B の形態変化とその挙動に影響する Ti の役割を明白にする必要がある。Table 2 はこの間の状況を調べた実験結果である。これによると溶湯時および凝固後の加熱処理

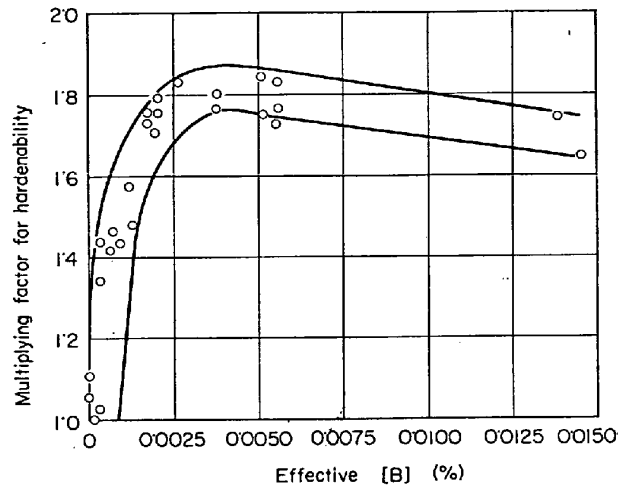


Fig. 1. Influences of B for the hardenability of SAE1035 steel.

Table 1. Increase in hardenability due to B and its Co-ordinated effect of Ti.

Group	$\Sigma[B]$ (%)	effec. [B] (%)	Ti (%)	Al (%)	[N] (%)	f_B
I	0.0016	0.0003	0.022	0.024	0.0075	1.28
	0.0015	0.0005	0.022	0.027	0.0077	1.45
	0.0017	0.0014	0.052	0.052	0.0047	1.69
	0.0015	0.0013	0.058	0.084	0.0057	1.73
II	0.0025	0.0003	0.011	0.019	0.0056	1.06
	0.0028	0.0005	0.010	0.020	0.0085	1.34
	0.0023	0.0018	0.046	0.050	0.0036	1.74
	0.0029	0.0021	0.030	0.048	0.0065	1.76

時における含有 B の形態はけつして不変なものでなく、まずその状況を溶湯時に見ると保持時間が長い程また共存 Ti 量が少ない程含有 B の effective ratio が減少した。ところでこの場合の ineffective B は大部分 Nitride 系なのでこの種の化合物の生成状況に注目すると

- Ⓐ Ti を含まないケースではその生成速度はきわめて大
- Ⓑ 0.01~0.02%Ti を含むケースでは Ti によりその生成速度は抑制される
- Ⓒ Ti 量が 0.03% 以上のケースでは Ti-Nitride₂ の生成反応が先行して B-Nitride の生成はほとんどすすまない

Table 2. Variation of chemical forms of B in steel on molten state and with heat treatment.

Symbol	System	Chemical composition (%)					Time* (s)	B in ingot (%)			B after heat treat(%)**		
		Al	Ti	B	O	N		Ineffec.	Nitride	Ineffec. ratio	Ineffec.	Nitride	Ineffec. ratio
A-1	Fe-Al-B	0.027	—	0.0040	0.0090	0.0080	60	0.0037	0.0033	92.7	0.0037	0.0033	92.7
-2	Fe-Al-Ti-B	0.015	0.028	0.0027	0.0079	0.0078	5	0.0008	0.0005	29.6	0.0011	0.0006	40.8
-3	〃	0.024	0.042	0.0025	0.0093	0.0057	5	0.0005	0.0001	20.0	0.0004	0.0001	16.0
-4	〃	0.030	0.017	0.0034	0.0086	0.0051	60	0.0030	0.0026	88.3	0.0031	0.0026	91.2
-5	〃	0.058	0.040	0.0047	0.0095	0.0064	60	0.0021	0.0020	44.8	0.0021	0.0020	44.8

* Holding time after B addition on molten state of 1750°C

** Slow cooling after 1250°C × 3 hr

となり、その後の加熱処理によつて(A), (C)の場合は不変、そして(B)の場合はBの ineffective 化が進行する傾向を示し溶湯時の保持時間が短いもの程その傾向が著しくあらわれた。したがつてB処理鋼の焼入性の不均一性を防止するには先の Fig. 1 に見るごとくたとえ effective B 量が注入の後期のもので減少しても焼入性が劣らないよう B 量の調整を試みる以外に、さらに Ti 添加量の調整により積極的に注入時の時間遅れに伴う effective B 量の変化をおさえうることも可能と判つた。

3.2 オーステナイト結晶粒度

一般に Ti は結晶粒粗大化防止効果をもつ元素なので、B 処理鋼のように結晶粒の粗大化傾向が大きくかつ鍛造および熱処理時などでの細粒保持がむずかしい鋼種に対してはその添加効果が十分に予測できる。Fig. 2 は Al 共存下でのこの Ti 効果を粗大化温度曲線より調べた結果を示すが、オーステナイト結晶粒度は (Al+Ti) 量にしたがつてその粗大化傾向が小となりかつ (Al+Ti) 量が同程度でも Ti の rich なものは poor なものに比しその粗大化防止効果が大きであることが確認できた。

一方この Ti 効果を鍛造・熱処理実験で比較すると Fig. 3 となる。すなわちこの場合の結晶粒は鍛造終了温度が高くなる程粗大化するが、Ti/B 比の大なものの方が同一条件下での結晶粒は細かくかつその温度感受性も

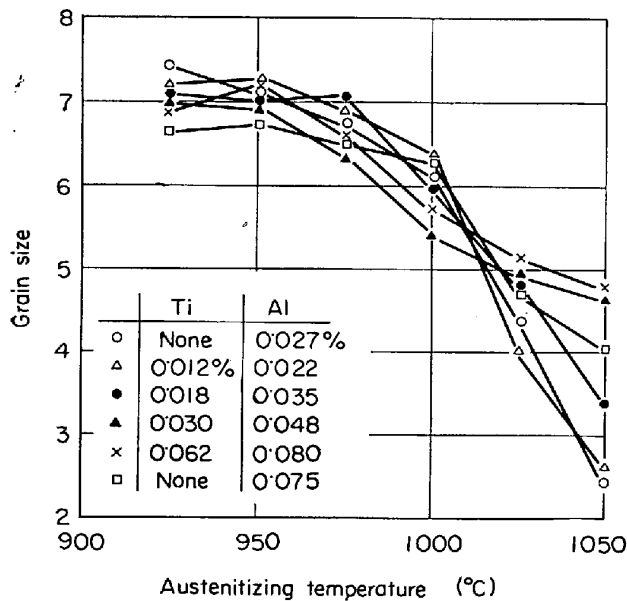


Fig. 2. Al and Ti effected on grain size under austenitizing condition.

Table 3. Influence of heat treatment and Ti content on the notch toughness of B treated steels at 20°C and -30°C.

Sample	Chemical composition (%)			As forged			Normalized		
	Ti	B	effec. B	Austenite grain size	Energy absorbed (kg·m/cm ²)		Austenite grain size	Energy absorbed (kg·m/cm ²)	
					20°C	-30°C		20°C	-30°C
B-1	0.017	0.0015	0.0005	4.6	15.5	6.6	6.2	14.3	8.1
B-2	0.052	0.0017	0.0014	7.1	15.6	11.3	7.5	13.3	6.5

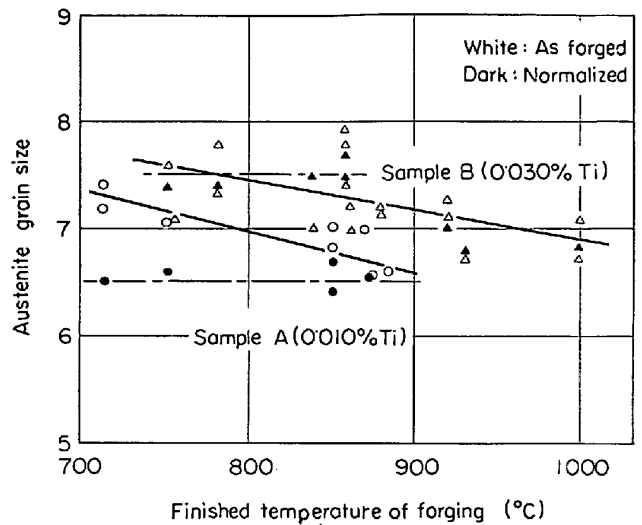


Fig. 3. Variations of austenite grain size depending on forging condition.

小さかつた。なおその後ほどこされる焼準による結晶粒の調整は鍛造終了温度以上でない限りその効果が生じなかつたが、この場合にも Ti/B 比の大きなものは細粒の方向へ、逆に Ti/B 比の小なものは粗粒の方へそれぞれ調整される傾向があらわれた。

3.3 衝撃特性

B 処理鋼の衝撃特性を改善する方法として焼準効果があげられている³⁾。そこで Ti 量をことにする試料についておのおの場合の効果と比較した。Table 3 より焼準効果は常温試験ではあらわれず、低温試験において Ti 量の少ない試料においてのみ認められ、かつその効果は結晶粒の細粒化に起因することが判つた。

そこで Ti 含有量をことにする 0.0015%B 処理試料を対象にしてその衝撃特性を焼準→焼入→焼戻処理で比較すると Fig. 4 となる。すなわち Ti 共存量は 0.02% 位までそのノッチ効果を改善するが、これ以上の共存量になると急激にその効果がマイナス化し特にその傾向は低温試験で著しくあらわれた。したがつて少量の Ti は衝撃性を害する N などの影響を低減するが、多量になると TiN などの化合物を生成して粒界を脆くし結晶粒の細粒化に伴うプラス効果を打消すものと考えられる。

4. 結 言

B 処理鋼の溶製時に添加する Ti の焼入性、オーステナイト結晶粒度および衝撃特性におよぼす影響を調べたところ、Ti 共存量の増加は B の焼入性向上効果を高めかつ結晶粒の粗大化防止に役立つが、鋼種によつて焼入

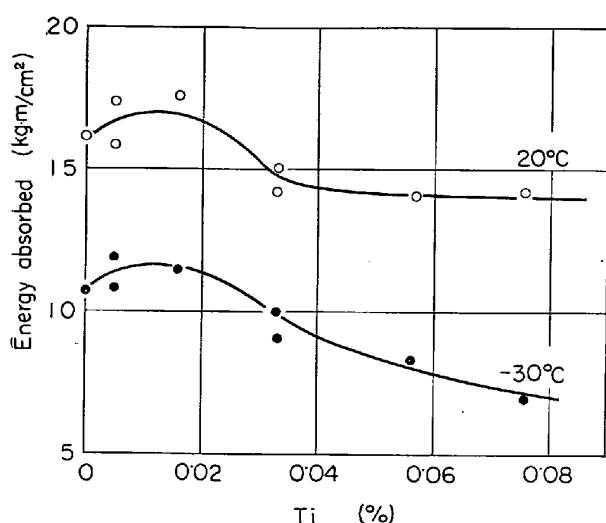


Fig. 4. Influence of Ti on the notch toughness at 20°C and -30°C.

性向上に対する B の適正量がきまりかつ衝撃特性に対してはむしろ 0.020% 前後の Ti 共存が望ましいことがわかったので、B 処理鋼における B と Ti の共存比は具備すべき特性値を考慮してきめるのが妥当であろう。

文 献

- 1) T. G. DIGGES and F. M. REINHART: Trans. Amer. Soc. Metals, 40 (1948), p. 1124
- 2) 今井, 今井: N. K. G.: B15 (1951), p. 44
- 3) G. E. SPEIGHT: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), Nov. (1950), p. 196
- 4) 阿部, 山田: 日本鉄鋼協会第 73 回講演大会にて発表, (昭和 42 年 4 月)

(242) 5%Cr-Mo-V 鋼系, 9%W-Cr-V 鋼系, Si-Mn 鋼系および Mn-Cr 鋼系バネ材料の焼入剤の相違による焼入効果, 西原式摩耗試験および耐酸化試験等について

(バネ材料に関する研究—XVI)

熊本大学, 工学部 工博○堀田 秀次
Study on the Quenching Effect in Several Media, Nishihara's Wear and the Heat-resistance Test of Spring Materials Made of 5% Cr-Mo-V Steels, 9% W-Cr-V Steel, Si-Mn Steel and Mn-Cr Steel

(Study on the spring materials—XVI)

Dr. Hideji Hotta

1. 緒 言

高温用バネ材料の研究として従来発表されたものが¹⁾²⁾ ありまた著者は高温用バネ材料に関する研究として既往において種々の研究発表^{3)~11)} を行なつたが, 前回の第 15 報においては高温用バネ材料として 5%Cr-1%Mo-0.5%V 鋼 (SKD6) および 5%Cr-1%Mo-1%V

鋼 (SKD61) 2 鋼種について焼入焼戻の熱処理を施行しこれについて常温の硬度, 引張, 振り, 焼入性試験ならびに高温の引張および振り試験などを行ない, これを 9%W-Cr-V 鋼系 (SKD5), Mn-Cr 鋼系 (SUP9), および Si-Mn 鋼系 (SUP7) の試験成績と比較検討した。今回はこれが第 16 報として 5%Cr-1%Mo-0.5%V 鋼 (SKD6) および 5%Cr-1%Mo-1%V 鋼 (SKD61) の 2 鋼種について西原式摩耗試験を施行し, また焼入剤の相違による焼入効果を検討し焼入焼戻の熱処理を施行したのについて耐酸化試験などを施行し従来の SKD5, SUP7 および SUP9 と比較したものについてこれが経過の概要を報告する。

2. 供試材料

2.1 化学成分

供試材料は次の Table 1 に示す化学成分を有する 5%Cr-1%Mo-0.5%V 鋼 (SKD6), 5%Cr-1%Mo-1%V 鋼 (SKD61) これと比較のため 9%W-Cr-V 鋼 (SKD5), Si-Mn 鋼 (SUP7) および Mn-Cr 鋼 (SUP9) の 5 鋼種である。

2.2 熱処理方法

熱処理方法としては SKD6, SKD61, SKD5, SUP7 および SUP9 共に焼鈍は 900°C×30 min 炉中焼鈍を行ない, 焼入温度としては SKD6 が 1100°C×30 min 油冷, SKD61 が 1050°C×30 min 油冷, SKD5 が 1100°C×3 min 油冷を行ない, 焼戻温度は焼入後それぞれ 400°, 500°, および 600°C に 30 min 保熱後油焼戻を施行し, また SUP7 および SUP9 では焼入温度 850°C×20 min 油焼入, 焼戻温度 450°, 500° および 550°C におのおの 30 min 加熱後油焼戻を行ないたるものを各試験に供した。

熱処理はすべて弱還元雰囲気で行なつた。

3. 試験の経過ならびに結果

3.1 焼入剤の相違による焼入効果

3.1.1 試験方法

SKD6 および SKD61 の両鋼種はそれぞれ 10φ×25 mm, 15φ×40 mm および 20φ×50 mm の形状寸法に切削加工後 SKD6 では焼入温度 1100°C×30 min, SKD61 では焼入温度 1050°C×30 min にそれぞれ保熱して, 菜種油, ひまし油の植物油およびモーター油の鉱物油に焼入した。焼入後中央部に切断し研磨後中心より円周方向に 2 mm 間隔にてピッカース硬度を測定した。

3.1.2 試験結果

SKD6, および SKD61 の両鋼種につき菜種油およびひまし油の植物油に焼入した場合の断面焼入硬度分布はいずれも断面直径が大になるにしたがつて硬度はやや低下するがひまし油の方が菜種油に比して焼入効果大である。モーター油の鉱物油に焼入した場合の断面焼入硬度分布および質量効果は植物油の場合と同様で焼入硬度は植物油の場合より低い値を示す。また SKD6 より SKD61 の焼入硬度が一般にやや大なる値を示す。これらを従来の SKD5 および SUP9 と比較すると試料寸法 10φ×25 mm のものでは SUP9 と SKD5 の中間ぐらいの質量効果と断面焼入硬度値を示すが試料寸法が 15φ×40 mm および 20φ×50 mm になると SKD5 および SUP9 の試験成績より良好な結果を示す。