

Title	低合金圧力容器用鋼のAl-B処理による溶接性改善に関 する研究
Author(s)	古澤, 遵
Citation	大阪大学, 1986, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/2628
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

# 低合金圧力容器用鋼のAl-B処理による 溶接性改善に関する研究

# 昭和60年9月

古 澤 遵

第	1	章		序	論	ì ·	· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	• 1
	第	1	節	緒		言		• 1
	第	2	節	低	合金	王	力容器用鋼の研究課題	• 2
	第	3	節	本	論文	この)	構成	- 6
第	2	章		焼な	Ġι	型	低合金圧力容器用鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす Al – B	
				処理	の影	響		• 9
	第	1	節	緒		盲	· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	. 9
	第	2	節	中	・常	温	圧力容器用高強度鋼(PMS 鋼)の機械的特性及び変態特性に	
				及	ぼす	A	1 - B 処理の影響	. 9
		2	-	1.	実験	方	法	. 9
		2		2.	РМ	5 ≸	鋼の機械的特性に及ぼす sol. Al 及び B量の影響	• 11
		2	_	3.	ΡM	S ≸	鋼の変態特性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響	· 12
	第	3	節	1	¼ C	r –	- ½Mo 鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす Al – B 処理の影響	• 15
		3		1.	実験	方	法	· 15
		3		2.	1 1/4	Cr	r -½Mo 鋼の機械的特性に及ぼす sol. Al 及び B量の影響	· 16
		3	_	3.	1 1/4	í Cı	r - ½Mo 鋼の変態特性に及ぼす sol. Al 及び B量の影響	· 18
	第	4	節	2	1⁄4 C	r -	- 1 Mo 鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす Al – B 処理の影響	· 21
		4		1.	実験	方	法	· 21
		4		2.	2 ¼	í Cr	r-1 Mo 鋼の機械的特性に及ぼす Si, sol.Al 及び B 量の影響	21
		4		3.	2 ¼	í C1	r – 1 Mo 鋼の変態特性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響	24
	第	5	節	結		論		27
第	3	章		A1 ·	– B ;	処理	理による PMS 鋼の溶接低温割れ感受性の改善	28
	第	1	節	緒		言	· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	· 28
	第	2	節	実	験方	法		• 28
	第	3	節	Р	мs	鋼(	の機械的特性に及ぼす Al – B 処理及び P <sub>CM</sub> の影響	· 30
	第	4	節	Р	мs	鋼	の溶接低温割れ感受性に及ぼす Al – B 処理及び P <sub>CM</sub> の影響	• 37
	第	5	節	結		論		40

第 4章 Al -B 処理による 1 ¼ Cr -½ Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性の改善	41
第1節 緒 言	41
第2節 Cr – Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす析出硬化特性の影響	42
2 - 1. 実験方法	42
2 - 2. Cr - Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす化学組成及び溶接後	
熱処理温度の影響	4 5
2-3. Cr-Mo 鋼溶接部の析出硬化特性に及ぼす化学組成及び溶接後熱処理	
温度の影響	51
2-4. まとめ	56
第3節 Al−B処理による1¼Cr−½Mo鋼溶接部のクリープ割れ感受性の改善	57
3-1. まえがき	57
3 - 2. 実験方法	57
<b>3 − 3</b> . 1 <sup>1</sup> / <sub>4</sub> Cr − ½Mo 鋼の機械的特性に及ぼす Al − B処理, C量及び Cu ,	
Ni 添加の影響	58
3-4. まとめ	62
第4節 結 論	63
第 5章 Al-B処理による 2 ¼ Cr - 1 Mo 鋼の焼もどしぜい化感受性の改善	64
第1節緒 言	64
第2節 実験方法	65
第3節 AlーB処理 2¼Cr-1 Mo 鋼の機械的特性に及ぼす Si 及びMn 量の影響	66
第 4 節   2 ¼ Cr - 1 Mo 鋼の焼もどしぜい化感受性に及ぼす Si, Mn 量及び Al – B	
処理の影響	68
第5節 結 論	71
第6章 焼ならし型低合金圧力容器用鋼におけるAl-B処理による焼入性向上機構	73
第1節緒 言	73
第2節 焼ならし型低合金圧力容器用鋼において Al – B 処理による焼入性向ト効果	
を得るための条件	73
2 - 1. 検討方法	74

2 - 2. 焼ならし型低合金圧力容器用鋼の A1 – B 処理による焼入性向上効果	
に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響	75
2-3. 焼ならし型低合金圧力容器用鋼の Al-B処理による焼入性向上に	
必要な sol. Al 及び B 量に及ぼす N 量の影響	78
2 - 4. 焼ならし型低合金圧力容器用鋼の Al - B 処理による焼入性向上に	
必要な sol. B 量に及ぼす Cr 量の影響	88
2 - 5. まとめ	90
第 3節 焼ならし型低合金圧力容器用鋼溶接熱影響部の変態特性に及ぼす Al – B	
処理の影響	91
第4節 焼ならし型低合金圧力容器用鋼の Al – B 処理による焼入性向上効果	
に及ぼす圧延加熱温度の影響	94
第 5 節 焼ならし鋼の微量 Bによる焼入性向上機構	96
第 6 節 結 論 ······	101
第7章 Al-B処理低合金圧力容器用鋼の実用化の検討	103
第1節 緒 言	103
第2節 A1-B処理PMS 鋼の現場製造材の特性	103
第3節 Al-B処理1¼Cr-½Mo鋼の現場製造材の特性	110
第 4 節 Al – B 処理 2 ¼ Cr – 1 Mo 鋼の現場製造材の特性	114
第5節 結 論	121
And a star with lar	
第8章 総 拈	122
謝 辞	124.
参考文献	125
本研究に関する発表論文	130

#### 第1節緒 言

化学工業プラント用圧力容器は高温・高圧力下で長時間運転されるため、その安全性に対す る要求が厳しく、特に溶接部の欠陥防止及び鋼材、溶接部の靱性向上が強く望まれている。 更に,近年化学プラントの操業効率向上を目的として圧力容器の大型化が進められ、これらの 圧力容器に使用される低合金圧力容器用鋼材は厚肉化の傾向にある。 鋼材の厚肉化は鋼材及 び溶接部の機械的特性の確保及び溶接施工技術をより難しくし、圧力容器の安全性に対する要 求をより厳しくしている。

Table 1-1 に代表的な低合 金圧力容器用鋼の化学組成及び引 張強さの規格例を示した。JIS -SGV 49 鋼及びWES -中・常 温圧力容器用高強度鋼(以後 PMS 鋼と記す) などのいわゆる圧力容 器用炭素鋼では,強度を得るため に銅(Cu), ニッケル(Ni), クロム(Cr),モリブデン(Mo), バナジウム(V)あるいはニオブ (Nb)などの合金元素を複合添

Table 1-1 Examples of low alloy steel plates for pressure vessel

Standard	Chemi	cal com	positio	Chemical compositions range(wt %							
Standard	C	Si	Mn	Cr	Мо	range (kgf/mm²)					
JIS-SGV49 (ASTM-A516 Gr. 70)	≤0.31	0.15 ~ 0.30	0.85 ~1.20			49 ~ 60					
WES-PMS30	≤0.19	0.15 ~ 0.60	0.80 ~ 1.60		≤0.35	55 ~ 70					
JIS-SB49M (ASTI1-A204B)	≲0.27	0.15 ~ 0.30	≤0.90		0.45 ~ 0.60	49 ~ 63					
JIS-SCMV3 (ASTM-A387 Gr. 11)	≲0.17	0.50 ~ 0.80	0.40 ~ 0.65	1.00 ~ 1.50	0.45 ~ 0.65	53 ~ 70					
JIS-SCMV4 (ASTM-A387 Gr. 22)	≤0.15	≤0.50	0.30 ~ 0.60	2.00 ~ 2.50	0.90 ~ 1.10	53 ~ 70					
JIS-SCMV5 (ASTM-A387 Gr. 21)	≤0.15	≤0.50	0.30 ~ 0.60	2.75 ~ 3.25	0.90 ~ 1.10	53 ~ 70					

加することが多い。 したがって,ここではこれらの炭素鋼も含めて低合金圧力容器用鋼と総称した.

これら低合金圧力容器用鋼は,厚肉化に伴う強度低下の防止あるいは更に積極的に板厚低減 <sup>1)</sup> を目的とした高強度化を図るため,高炭素(C),高合金元素化の傾向にあり,炭素当量(以 <sup>2)</sup> 後Ceq と記す)<sup>2)</sup>が高くなりつつある。しかし,鋼材はCeq の上昇に伴い溶接性が劣化す <sup>3)</sup> ることが多い。 低合金圧力容器用鋼においても,(1)高Ceq 化あるいは高P<sub>CM</sub> 化に伴う溶 接低温割れ(Weld cold cracking)感受性の増大,(2)高Ceq 化による溶接熱影響部 (以後HAZと記す)の硬化に起因すると考えられる応力除去焼なまし割れ(SR cracking, <sup>4),5)</sup> 以後SR割れと記す)感受性ならびにクリープ割れ(Creep cracking)感受性の増大など の種々の問題が提起されている。

更に, 圧力容器用 Cr – Mo 鋼では, 高温長時間操業中に焼もどしぜい化(Temper 6) embrittlement)による靱性劣化がおこることが知られており, 結晶粒界偏析元素 {リン (P), アンチモン(Sb), すず(Sn), ひ素(As)など}の増加及びC, けい素(Si), マンガン(Mn), Cr などの合金元素の量の増加あるいは 0.5%以上における Mo 量の増加に よってぜい化が促進されることが知られている. HAZ は母材よりも結晶粒径が大きくなる  $^{(7),8)}$ ため焼もどしぜい化感受性はより高く, 高 Ceq 化による悪影響も大きいと考えられる.

本研究は、圧力容器の安全性を向上させるため、低合金圧力容器用鋼において鋼材の機械的特性を損うことなく溶接性に関する上述の課題を解決することを目的として行ったものである。

#### 第2節 低合金圧力容器用鋼の研究課題

前節で述べたように,低合金圧力容器用鋼には炭素鋼,Mo鋼あるいはCr-Mo鋼があり, その鋼板特性の中で主に溶接性に関する課題は,溶接低温割れ,SR割れ,クリープ割れ及び 焼もどしぜい化などである。

鋼種によって解決すべき主要な課題は異なっており、PMS 鋼などのいわゆる炭素鋼ではC  $_{9}\rangle\sim15)$ を多く含んでいるため(約0.17%以上)溶接低温割れに関する課題が、また、1¼Cr-½Mo  $^{16)}$ 17) 鋼(JISG4109 SCMV3)では溶接部のSR割れ及びクリープ割れに関する課題が、  $_{2}$ <sup>17)</sup> 2½Cr-1Mo鋼(JISG4109 SCMV4)では焼もどしぜい化に関する課題があげられ る. したがって、これら主要な課題に関する研究が従来から行われている.

圧力容器用鋼板は容器の製作において,熱間加工後空冷の状態で用いられることが多く,焼 ならし処理あるいは焼ならし+焼もどし処理後,規格に定められた機械的特性を有することが 要求される. 更に,溶接施工後に溶接後熱処理(以後 PWHT と記す)を行うため,これに よる強度,靱性の低下を考慮する必要がある. このため,C量あるいは合金元素量を高めて 機械的特性を確保しているが,圧力容器の大型化に伴う板厚の増加により,合金元素量を更に 高める必要があり,溶接性の劣化を招いている. この板厚増加を緩和する目的で,鋼材の許 容応力を高め,かつ欧州系の降伏点を基準とする設計思想を取り入れた PMS 鋼が規格化され <sup>1)</sup> た. 本規格に基づいて幾つかの鋼材が開発されたが,いずれの鋼材も高強度を得るためC量 を高め,かつ Mo,V あるいは Nb などによる析出強化作用を利用しており,P<sub>CM</sub> あるいは Ceq が高く,溶接低温割れ感受性が高い欠点を有している. 次に, Cr-Mo 鋼製圧力容器のHAZあるいは溶接金属部は, 製作時の検査で割れが発見されなかったものが, 長時間の操業後の検査で割れが発見される問題があり, この問題は溶接部 5),17)~29) のクリープ割れあるいはクリープぜい化と呼ばれている. HAZ に発生するクリープ割れは 粗粒域の旧オーステナイト粒界を伝播した割れであり, Fig. 1-1 に示すように圧力容器の ノズルあるいは治具の取付溶接部な

どに多く見られる。 これらの位置 は応力集中が大きく操業圧力などの 応力が負荷されるため,高温での長 時間操業中にクリープ変形を経て割 れに至るものと考えられている。



Fig. 1-1 Examples of location where creep cracking are detected in the welds of pressure vessel

クリープ割れの発生原因は不純物 18)~22) の粒界偏析,粒界炭化物を核とした

23)

粒界ボイドの生成あるいは粒界近傍の無析出帯(Precipitate Free Zone,以後PFZと 24)~26) 記す)におけるボイドの生成などが考えられている。また,クリープ割れ感受性に影響を及 5),19),20),22),24),25),27),28) ぼす因子は溶接部の組織,結晶粒径,硬さあるいはPWHT条件が考えられているが,その発 生機構に関する定説は得られていない。

このクリープ割れに類似した現象にSR割れがあり、これら二つの現象は割れ発生の位置、 鋼種あるいは形態がほぼ同等である。 クリープ割れが高温長時間操業中に発生するのに対し、 SR割れはPWHT時に発生する点で異なっている。 クリープ割れは、PWHT時のSR割 れによって生成した粒界ボイドを核として進展するとした考え方もあり、二つの現象の発生機 構は類似であることが予想される。 SR割れの発生機構に関する研究は数多く行われており、 4),16),30)~33) 34)~39) 大きく分けて析出硬化説と粒界ぜい化説がある。 この他母材の応力緩和特性がSR割れ感受 38),40) 性を支配するとの考え方あるいはこれらの説の複合効果によるとする説があり、いずれの説が 正しいかはいまだ論争中である。 以上のSR割れに関する研究結果から見て、クリープ割れ の発生機構も析出硬化、不純物元素の粒界偏析あるいは粒界炭化物の析出などの因子の複合効 果であることが考えられる。

このようなクリープ割れが多く見られる鋼種は、例えばガソリン改質装置などに広く用いら <sup>17)</sup> れる1¼Cr-½Mo鋼が挙げられるが、1¼Cr-½Mo鋼のクリープ割れ防止に関する有効な 対策は示されていない。

更に、低合金圧力容器用鋼は高温長時間操業中に焼もどしぜい化による靱性劣化がおこるこ とが知られている。その機構についてはすぐれた解説がなされているためここでは詳述を避 けるが、結晶粒界への不純物元素(P, Sb, Sn, As)の偏析によることでほぼ意見の一致を また,最も焼もどしぜい化感受性の高い鋼種は2¼Cr-1Mo鋼及び3Cr-見ている。 中でも2¼Cr-1Mo鋼は、石油精製プラントの重油脱硫装置などに 1 Mo 鋼とされている. 広く実用化されていることから、焼もどしぜい化抑制の研究が多く行われている。 これらの 研究によると,焼もどしぜい化に及ぼす不純物元素の影響力の大小は, Bruscato のぜい化 指数  $\{X = (10P + 5Sb + 4Sn + As) / 100, 単位はm \}$  に示すように Pの影響力が最 44) も大きいとする説, 4元素の影響力に差がないとする説, 渡辺らの指数 { J-factor = (Si+Mn)(P+Sn)×10<sup>4</sup>,単位は wt % } に示すように Pと Sn の影響力が等価であり, SbとAsの影響力が小さいとする説あるいはPの影響力が大きくSnはぜい化に寄与しないと する説などが示され、結論は得られていない. 一方,不純物元素の偏析に影響を及ぼす合金 元素に関する研究によると、上述の J-factor に示される Si と Mn の他、 C, Cr 及び 0.5 7),8) %以上のMoは不純物元素の偏析を促進してぜい化をもたらすとされている。 HAZ の焼も どしぜい化現象は母材と同様であるが、結晶粒径が大きいことからその焼もどしぜい化感受性 6), 46), 47) は母材よりも大きいことが示されている。

これらの研究結果を基に、 $2\frac{4}{4}$ Cr - 1 Mo 鋼の実用鋼は粒界偏析元素(P, Sb, Sn, As) 46)~48) の量の低減及び Si 量の低減(約 0.10%以下)により焼もどしぜい化を抑制している. いし、Si 量の低減は強度低下をもたらし、特に厚肉材の強度を大きく下げる. 低 Si 化に よる強度低下を補う手段は焼ならし処理に代る水焼入れ処理が用いられるが、熱間加工を行わ なければならない鋼板は、焼ならし後空冷の状態で強度を確保することが望ましい. また、 Cu あるいは Ni 添加により強度上昇を図る対策も示されているが、Cu 及び Ni は焼もどし 50, 51)

Fig. 1-2 にこれまでに述べた低合金圧力容器用鋼の溶接性に関する課題とこれらの発生 位置の例を示した。 溶接低温割れは初層溶接部で発生しやすく, SR割れ及びクリープ割れ は最終溶接部の粗粒域で発生しやすい。 また,焼もどしぜい化は母材及び溶接部のすべての 位置で認められる。

Fig. 1-2 に示した課題は、鋼材の C量、Si量、Ceq あるいは  $P_{CM}$  を低減することに より解決し得ると考えられるが、これらの対策は鋼材の機械的特性、特に強度の確保を困難と する. したがって, 鋼材の Ceq あるいは  $P_{CM}$  を高めることが少 なく, 強度の上昇に有効な手段が 必要であり, この観点から微量の ほう素(B)と適量のアルミニウ ム(A1)を添加する A1-B 処理 (A1-B treatment) は有効 な手段であると予想される.

A1-B処理は鋼材の焼入性を 高める目的で,80kgf/md級高張 力鋼板などの焼入れ焼もどし鋼に 広く実用化されている。しかし, 焼ならし型低合金圧力容器用鋼に 対するA1-B処理の検討例は少



Fig. 1-2 Examples of location where problems are detected in pressure vessel

53)なく、 ½Mo 鋼に関する報告,あるいは 1½Cr - ½Mo 鋼に関して、Al の代わりにチタン (Ti)を添加した Ti - B 処理を検討した報告などの例があるだけである. しかも、これら の報告例の鋼はいずれも実用化されていない. その原因は、Bの添加量が多い(½Mo 鋼: B = 20~40 m, 1½Cr - ½Mo 鋼: B = 55~60 m)\* ため靱性が低いこと及び溶接性の 39)劣化が懸念されたことなどが考えられる.

また,上述のTi-B処理1½Cr-½Mo鋼の報告例は,鋼中の窒素(N)を固定する目的 でTiを添加(0.03%)している。 焼入性向上を目的としてB添加を行う場合,Bは固溶 B(以後 sol.Bと記す)の状態で存在することが必要であり,Nと結合して形成されるBN は焼入性向上効果を持たないため,Al あるいはTiを添加してNを固定することが必要とな 6. しかし,Ti はSR割れ感受性評価式にも示されるように析出硬化元素であり,HAZ の硬化などの悪影響を及ぼすことが懸念されるため,その添加は望ましくない。

本研究は低合金圧力容器用鋼において A1 - B 処理により焼入性を向上し,鋼材の Ceq あるいは P<sub>CM</sub> を低減することにより, 溶接性に関する前述の課題を解決することを目的として行ったものである.

<sup>\*</sup> B及びNは,その含有量が少ないため,本論文の記述においては主に mを用いて含有量を 表示した.

第3節 本論文の構成

低合金圧力容器用鋼の溶接性に関する研究は数多く行われているが,前節に示したように種 々の課題が残されている。 これらの課題は,その支配因子が不明な点もあって対策が十分に 行われているとは言えないが,鋼材の Ceq あるいは P<sub>CM</sub> の低減によって改善し得ると考えら れる。 しかし, Ceq あるいは P<sub>CM</sub> の低減は鋼材の機械的性質,特に強度を低下させる。 したがって, Ceq あるいは P<sub>CM</sub> を高めることが少なく強度の上昇に有効な方法が必要であり, A1-B 処理はこの目的にかなった方法と考えた。

本論文は,低合金圧力容器用鋼への A1 - B 処理の適用を検討し,その溶接性に関する課題 を解決することを目的として実験的研究を行った結果をとりまとめたものである。

本論文は8章より構成されている。 本論文で取り上げた課題及びその解決方策をまとめて Fig. 1-3 に示した。

第1章ではこれまでの研究をまとめ,解決すべき課題を明らかにしたうえで本研究の目的を 示した。

第2章では焼ならし型低合金圧力容器用鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす A1-B 処理 の影響について検討を行った。 その結果,焼ならし鋼では微量のB(2m以上)と適量のA1 の添加により焼入性が向上し,初析フェライトの析出が抑制され,大幅に強度が上昇すること を明らかにした。

第3章では PMS 鋼の溶接低温割れ感受性に及ぼす A1 - B 処理の影響について検討を行った. その結果, PMS 鋼では, A1 - B 処理により, 規格強度を満足するのに必要な P<sub>CM</sub> が大幅に低減され, 溶接低温割れ感受性を大きく改善し得ることを明らかにした.

第4章では溶接部のクリープ割れ発生機構を考察し、14Cr - ½Mo 鋼溶接部のクリープ割 れ感受性改善について検討を行った。 その結果、14Cr - ½Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感 受性は溶接部の軟化によって低減させ得ることを明らかにした。 更に、A1 - B 処理を行っ た14Cr - ½Mo 鋼では、高温(約700℃以上)で PWHT を行うことにより、 鋼材の機械 的特性を損うことなく溶接部の軟化を図り得るため、溶接部のクリープ割れ感受性が改善され ることを明らかにした。

第5章では24Cr-1Mo鋼の焼もどしぜい化感受性改善について検討を行った。 その結果, Al-B処理を行った24Cr-1Mo鋼では,低Mn化(約0.40%以下) することにより,鋼材の機械的特性を損うことなく焼もどしぜい化感受性を改善し得ることを明らかにした.



Fig. 1-3 Problems on weldability of pressure vessel steel plates and solutions to those problems

第6章では焼ならし型低合金圧力容器用鋼のA1-B処理による焼入れ性向上機構について 考察した。 その結果に基づき,焼ならし型低合金圧力容器用鋼のPMS鋼,1¼Cr-½Mo 鋼及び2¼Cr-1Mo鋼において,A1-B処理による焼入性向上効果を得るために必要な sol.A1,B及びN量の範囲を,それぞれの鋼に関して提示した。

第7章ではA1-B処理を行ったPMS鋼, 1¼Cr-½Mo鋼及び2¼Cr-1Mo鋼の現場 製造材の特性例を示し, 1¼Cr-½Mo鋼及び2¼Cr-1Mo鋼に関しては圧力容器への適用 例を示した. 第8章では本研究で得られた主要な結論を総括した.

以上のように,低合金圧力容器用鋼に A1 - B 処理による焼入性向上効果を適用することに より,鋼材の機械的特性を損うことなく,溶接性あるいは焼もどしぜい性に関する課題が解決 されることを明らかにした.本論文で得た対策は,従来から示されている対策である溶接施 工技術の改善あるいは不純物元素の低減などと組合せて用いることにより,更に優れた効果を 生むものであり,本研究の目的である圧力容器の安全性向上に寄与するものと考えられる.

## 第2章 焼ならし型低合金圧力容器用鋼の機械的特性及び

#### 変態特性に及ぼすA1-B処理の影響

#### 第1節緒 言

A1-B処理は、鋼材の焼入性を高める目的で、80kgf/ml級高張力鋼板などの焼入れ焼も どし鋼に広く実用化されている. 52) 処理の検討例は少なく、½Mo 鋼に関する報告、あるいは1½Cr-½Mo 鋼に関して、A1の 代わりに Ti を添加した Ti - B処理を検討した報告などの例があるだけである. これらの報告例の鋼はいずれも実用化されていない. 60 照)ため靱性が低いこと及び溶接性 0劣化が懸念されたことなどが考えられる.

また、上述のTi-B処理1½Cr-½Mo鋼の報告例は、鋼中のNを固定する目的でTiを 54) 添加(0.03%)している。 焼入性向上を目的としてB添加を行う場合、Bは sol.Bの状 態で存在することが必要であり、Nと結合して形成されるBNは焼入性向上効果を持たないた 55) め、A1 あるいはTiを添加してNを固定することが必要となる。 しかし、TiはSR割れ 感受性評価式( $P_{SR}$ )にも示されるように析出硬化元素であり、HAZの硬化などの悪影響を 及ぼすことが懸念されるためその添加は望ましくない。

そこで、本章では焼ならし型低合金圧力容器用鋼の PMS 鋼、 1 ¼ Cr - ½ Mo 鋼及び 2 ¼ Cr -1 Mo 鋼に、焼入性向上を目的として微量の Bと適量の Al を添加する Al - B 処理を適用 し、これらの鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす影響を検討した。

### 第2節 中・常温圧力容器用高強度鋼(PMS鋼)の機械的特性及び変態特性に及ぼすAI-B

#### 処理の影響

本節では PMS 鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす sol. Al (酸可溶 Al, Al 酸化物以 外の Al)及び B 量の影響を検討した.

#### 2-1. 実験方法

Table 2-1 に供試鋼の化学組成を示した。供試鋼は、C量を 0.07% レベルに調整し、 sol.Al 量 ( $< 0.001 \sim 0.069\%$ )及びB量( $2 \sim 11$  m)を変化させたものである。

	С	Si	Mn	Р	S	Cu	Ni	Cr	Мо	٧	sol.Al	В	N	0	Ceq	Рсм
T1	0.07	0.45	1.38	0.006	0.009	0.28	0.25	0.03	0.24	0.04	<0.001	0.0002	0.0055	0.010	0.388	0.192
T2	0.06	0.49	1.47	0.005	0.010	0.29	0.25	0.03	0.24	0.04	0.035	0.0002	0.0069	0.006	0.395	0.188
T3	0.07	0.48	1.49	0.011	0.012	0.30	0.25	0.03	0.24	0.04	0.069	0.0002	0.0070	0.008	0.407	0.200
T4	0.07	0.46	1.40	0.005	0.009	0.29	0.25	0.03	0.24	0.04	<0.001	0.0006	0.0059	0.008	0.392	0.194
T5	0.06	0.49	1.46	0.006	0.010	0.29	0.25	0.03	0.24	0.04	0.035	0.0005	0.0062	0.010	0.393	0.188
T6	0.07	0.49	1.48	0.011	0.011	0.31	0.24	0.03	0.24	0.04	0.069	0.0006	0.0055	0.006	0.406	0.200
T7	0.06	0.46	1.45	0.011	0.011	0.30	0.27	0.06	0,25	0.04	<0.001	0.0011	0.0036	0.007	0.393	0.188
T8	0.06	0.47	1.46	0.010	0.010	0.30	0.25	0.04	0.24	0.04	0.038	0.0009	0.0047	0.005	0.392	0.188
T9	0.06	0.46	1.47	0.012	0.012	0.30	0.25	0.03	0.26	0.04	0.063	0.0011	0.0053	0.005	0.398	0.189
U82	0.07	0.47	1.52	0.004	0.008	H	I.	-	0.27	0.05	0.064	<0.0005	0.0043	0.006	0.414	0.185
U84	0.07	0.49	1.57	0.004	0,008		1	-	0.27	0.05	0.066	0.0005	0.0037	0.006	0.423	0.190

Table 2-1 Chemical compositions of materials used (wt %)

A1-B処理鋼の焼入性及び靱性に及ぼす sol. A1及びB量の影響は, 焼入れ焼もどし型 56), 57)  $80 \log f / md 級高張力鋼に関して検討され, 次のように示されている。 A1 は鋼中のNを固$ 定してBNの生成を抑制するために必要であるが, 過剰の添加(sol. A1 > 0.080%)は靱性を劣化させる。 その原因は, B無添加鋼の場合, 粗大なA1N が生成し 厚板圧延時に再固溶し難いので, オーステナイト粒の微細化に有効でないためであり, B添加鋼の場合,sol. B量が過剰(約7 m以上)となり Boron constituent がオーステナイト粒界に析出することによる悪影響がさらに加わるためである。 また, 最も良好な靱性の得られるsol. B量は 3 ~ 7 m であり, sol. A1 = 0.050 ~ 0.080%, N = 50 m の鋼においてsol. B量は 3 ~ 7 m であり, sol. A1 = 0.050 ~ 0.080%, N = 50 m の鋼においてsol. B量は 3 ~ 7 m とするために必要な B量は約 10 ~ 20 m であるとする説と最も良好な焼入性が得られる sol. B量は 3 ~ 5 m であり, sol. A1 = 0.060 ~ 0.080%, N = 40~ 120 m の鋼において sol. B = 3 ~ 5 m とするために必要な B量は 10 m であるとする説がある.

56),57) 焼ならし鋼で有効な sol. B 量は不明であるが, 過剰のBは靱性を劣化させる。 そこで, 本研究では sol. Al 量の上限値を 0.080 %, B 量の上限値を 10 m とした。

供試鋼は 100 kg 大気中高周波溶製を行った後,熱間圧延を行って板厚 15 mm とした。 鋼板の熱処理条件は 920 C×1 h 加熱後,板厚 50 mm 相当の空冷の焼ならし処理 { 800 ~ 500 C の平均冷却速度(以後 t  $\frac{800}{500}$  と記す) = 15.8 C/mm }及び 620 C×2 h 加熱後空 冷の焼もどし処理とした。 引張試験片 {  $6 \text{ nm}^{\phi} \times 30 \text{ nm}^{l}$  (G.L.) }及びシャルピー衝撃 試験片(JIS Z 2202 4号 2 mm V/ッチ,本研究ではシャルピー衝撃試験片は、すべてこ の試験片形状とした)は板厚中心部,圧延方向より採取して試験に供した。

#### 2-2. PMS 鋼の機械的特性に及ぼす sol. A! 及びB量の影響

Fig. 2-1 にPMS 鋼の常 温引張特性及び靱性{0℃にお ける衝撃エネルギー(vE0)で 示した } に及ぼす sol. Al 及び B量の影響を示した. sol.Al 量が 0.001%以下の場合(◆印) B量が2mmから11mmまで増加 しても, 引張強さ(TS)及び 降伏強さ(YP)はほとんど変 化せず, 靱性は B量の増加に伴 って若干向上した. これに対 して, sol. Al 量が 0.035~ 0.038%の場合(△印),B量 が2~5㎜の範囲では引張強さ 及び降伏強さは sol. Al 量が 0.001%以下の場合と同等でほ とんど変化しないが、靱性は大

きく向上し, AlN による微細



Fig. 2-1 Effect of sol.Al and B content on mechanical properties of PMS steel

化効果が認められた. この sol. Al 量において, B 量が 9 m と増加すると,引張強さ及 び降伏強さは大幅に上昇し, Al-B 処理による焼入性向上効果が認められたが, 靱性は強 度上昇に伴い劣化した. 更に, sol. Al 量が 0.063 ~ 0.069 % と増加した場合(〇印), B 量が 2 ~ 11 m の範囲で引張強さ,降伏強さ及び靱性はほとんど変化せず,いずれの値も sol. Al = 0.038 %, B = 9 m の場合の値と同等であり, Al - B 処理による焼入性向上 効果が認められた.

以上のように、微量のBとB量に応じた適量のAlを含有したPMS鋼(鋼T3,鋼T6, 鋼T8及び鋼T9)は、Al-B処理による焼入性向上効果により著しく強度が上昇するこ とが認められた。 ただし、強度が上昇した鋼は靱性が劣化しており、PMS鋼にAl-B 処理を適用する場合は良好な靱性が得られるように成分設計を行う必要があることが判明し た。

#### 2-3. PMS 鋼の変態特性に及ぼす sol. AI 及びB 量の影響

Fig. 2-2 に鋼U82(B<5m)及び鋼U84(B=5m) の光学顕微鏡組織を示した. 鋼U82はフェライト+ベイナイト組織であり、フェライト組織の割合が多い. これに対し、鋼U84は大部分がベイナイト組織であり、わずかにフェライト組織が認められた.

A1-B処理による変態特性の変化は、Fig. 2-3 に示すように、鋼U82及び鋼U84 を用いて連続冷却変態線図(以後 CCT 図と記す)を作成して検討した。 CCT 図におけ る光学顕微鏡組織は、フェライト組織を F、擬似パーライト組織を DP、ベイナイト組織を B、マルテンサイト組織を Mで表示した。 Bを添加していない鋼 U82 は、冷却曲線 Na 4 ( $t_{500}^{800} = 132.7$  C/min)で初析フェライトの析出が認められるのに対し、Bを添加した鋼 U84 は類似の冷却速度(冷却曲線 Na 5 と冷却曲線 Na 6 の間)はベイナイト組織のみであり、 初析フェライトの析出は冷却曲線 Na 7 ( $t_{500}^{800} = 15.1$  C/min)以降の遅い冷却速度で認め られた。

また、鋼U84 はベイナイト組織である冷却曲線 Na 3 (  $t_{500}^{800} = 217.9 C/m$ )で硬さが Hv 192 であるのに対し、鋼U84 は同じくベイナイト組織である類似の冷却速度(冷却曲 線 Na 4 と冷却曲線 Na 5 の間)で硬さが Hv 237 ~ 245 と高い. フェライト+ベイナイト組 織においても、鋼U82 は冷却曲線 Na 9 (  $t_{500}^{800} = 5.5 C/m$ ) で硬さが Hv 148 であるの に対し、鋼U84 は類似の冷却速度(冷却曲線 Na 9)で硬さが Hv 179 と高い. 更に、鋼 U82 の冷却曲線 Na 5 (  $t_{500}^{800} = 67.5 C/m$ )と鋼U84 の冷却曲線 Na 6 (  $t_{500}^{800} = 68.5 C/m$ ) とは類似の冷却速度であるが、鋼U82 はフェライト+ベイナイト組織であり、硬 さは Hv 157 であるのに対し、鋼U84 はベイナイト組織であり、硬さは Hv 234 と硬さ の差は拡大した.

A1-B処理による焼入性向上効果はB原子の分布状態を調査して確認した. Fig. 2-4に、鋼U84を板厚150mm相当空冷の冷却速度( $t_{500}^{800} = 5.3 \text{ C/min}$ )で冷却した後、B原子の分布状況をIMMA(Ion Microprove Mass Analysis)で観察した結果を示した. B原子は旧オーステナイト粒界が明瞭に認められる部分(左側の写真の矢印の部分)に分布している様子が見られた(右側の写真の矢印の部分). このようなオーステナイト粒界に偏析したB原子は初析フェライトの析出を抑制し、強度の上昇に寄与したと考 $_{58}^{58}, _{59}$ ) 以上のように、焼ならし程度の遅い冷却速度(例えば板厚 50 mm ~ 200 mm では t $\frac{800}{500}$  = 15.8 ~ 3.5  $\mathbb{C}$ /mm)では、 sol. Al量が多く Alによる N固定効果が十分と考えられる PMS 鋼において、 5 mmの微量の Bは初析フェライトの析出を抑制し、ベイナイト組織の割合を増加して強度を上昇させることが認められた.



Fig. 2-2 Optical microstructures of PMS steel (Steel U82; sol.Al = 0.064%, B < 5 ppm Steel U84; sol.Al = 0.066%, B = 5 ppm Normalizing + Tempering)







Fig. 2-3 Continuous cooling transformation diagrams of PMS steel (A) Boron free, (B) Boron added



Fig. 2-4 IMMA (Ion Micro probe Mass Analysis) images of B atoms distributed along the prior austenite grain boundary. (Steel U84 ; sol.Al = 0.066%, B = 5 ppm, Normalizing)

#### 第3節 1½Cr ー½Mo 鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす AI ー B 処理の影響

本節では1<sup>1</sup>/<sub>4</sub> Cr - <sup>1</sup>/<sub>2</sub> Mo 鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響を 検討した。

3-1. 実験方法

Table 2-2 に供試鋼の化学組成を示した. 供試鋼は1¼Cr-½Mo鋼で,主に sol.A1量(0.027~0.062%)及びB量(1~6m)を変化させた. また,1¼Cr-½Mo 鋼は厚肉材で規格強度を確保しにくいため,Cu,Ni添加により強度上昇を図った鋼種が実 用化されているので,Cu(0.15%)及びNi(0.27%)を添加した鋼Hを比較のため供試 鋼に加えた.

Table 2-2 Chemical compositions of materials used (wt %)

	С	Si	Mn	Р	S	Cu	Ni	Cr	Мо	sol.Al	В	N	0
A1	0.15	0.58	0.65	0.009	0.005	-	-	1.40	0.59	0.027	0.0002	0.0072	0.007
A3	0.16	0.53	0.58	0.009	0.005	_	-	1.41	0.59	0.062	0.0003	0.0074	0.006
В	0.13	0.62	0.51	0.014	0.008	-	-	1.28	0.56	0.050	0.0006	0.0084	0.007
Ε	0.14	0.62	0.50	0.014	0.008	-	-	1.28	0.56	0.035	0.0001	0.0095	0.008
Н	0.15	0.65	0.61	0.015	0.008	0.15	0.27	1.37	0.60	0.030	0.0002	0.0102	0.006

鋼A1及び鋼A3は50kg大気中高周波溶製を行った後,熱間圧延を行って板厚15mmと した。 鋼板の熱処理条件は950℃×1h加熱後板厚50,100,150及び200mm相当の 空冷の焼ならし処理( $t_{500}^{800}$ はそれぞれ順に15.8,7.3,5.3及び3.5℃/mm)及び710℃ ×10h加熱後炉冷のPWHTである。 更に,板厚150mm相当材は,PWHT条件の影響 を検討するため680℃×10h,720℃×15h及び720℃×50h加熱後炉冷のPWHT も行った。

鋼A1及び鋼A3以外の供試鋼は200kg大気中高周波溶製を行った後,熱間圧延を行って板厚50mmとした。 鋼板の熱処理条件は930℃×1h加熱後空冷の焼ならし処理及び 710℃×8h加熱後炉冷のPWHTである。

引張試験片 { 6 mm<sup>φ</sup> × 30 mm <sup>l</sup> (G.L.) } 及びシャルピー衝撃試験片は板厚中心部, 圧延 方向より採取して試験に供した.

#### 3-2. 1<sup>1</sup>/<sub>4</sub> Cr - ½ Mo 鋼の機械的特性に及ぼす sol. AI 及び B 量の影響

Fig. 2-5 に 1 ½ Cr - ½ Mo 鋼の常温引張特性に及ぼす sol. Al 及び B量の影響を示した. 鋼A 3 (sol. Al = 0.062%, B = 3 m, 〇印)は板厚 50 ~ 200 mm の範囲で引張 強さ及び降伏強さの規格を十分満足し,板厚の増加に伴う強度低下も少なかった. これに 対し,鋼A 1 (sol. Al = 0.027%, B = 2 m,  $\triangle$ 印) は板厚の増加に伴う強度低下が大 きく,特に降伏強さが大きく低下し,板厚 100 mm を超えると降伏強さは規格を満足しなく なった.

Fig. 2-6 に 1 ½ Cr - ½ Mo 鋼の靱性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響を示した. 鋼 A 3 (sol. Al = 0.062%, B = 3 m, 〇印) は板厚の増加に伴い靱性が劣化するが, 板厚 50 ~ 200 mm の範囲で vE<sub>0</sub> > 10 kgf · m と良好な靱性を示した. これに対し, 鋼 A 1 (sol. Al = 0.027%, B = 2 mm, ▲印) は板厚の増加に伴う靱性の劣化が大きく, 板厚 150 mm 以上では vE<sub>0</sub> < 5 kgf · m と大きく靱性が劣化した.

Fig. 2-7 に板厚 150 mm 相当材の常温引張特性及び靱性に及ぼす PWHT 条件の影響を 焼もどしパラメータ {Temper parameter = T(20 + log t) × 10<sup>-3</sup>, ただし T:温 度(K), t:時間(h)}で整理して示した. 鋼A3(sol.Al = 0.062%, B = 3 mm, 〇印)は焼もどしパラメータ = 21.5 の PWHT 条件でも強度の規格を満足し, 良好な靱性 を示した. これに対し, 鋼A1(sol.Al = 0.027%, B = 2 mm, ▲印) は焼もどしパ ラメータが 20.8 を超えると降伏強さが規格を満足しなくなり、靱性も大きく劣化した。
以上のように、 sol. A1 量が多く(0.062%), Bが 3 mの 1¼ Cr - ½ Mo 鋼(鋼 A 3)
は、 A1 - B 処理による焼入性向上効果により、高い強度と良好な靱性を示すが、 sol. A1
量が少なく(0.027%), Bが 2 mの 1¼ Cr - ½ Mo 鋼(鋼 A 1)は、A1 - B 処理による
焼入性向上効果が認められず、強度、靱性共に低い値を示した。



Fig. 2-5 Effect of sol.Al and B content on tensile properties of 1-1/4Cr-1/2Mo steel



Fig. 2-7 Effect of PWHT condition on tensile properties and toughness of 1-1/4Cr 1/2Mo steel

#### 3-3. 1<sup>1</sup>/<sub>4</sub> Cr - <sup>1</sup>/<sub>2</sub> Mo 鋼の変態特性に及ぼす sol. AI 及びB 量の影響

Fig. 2-8 に鋼B(sol. Al = 0.050%, B=5m), 鋼E(sol. Al = 0.035%,
B=1m)及び鋼H(sol. Al = 0.030%, B=2m, Cu = 0.15%, Ni = 0.27%) の
光学顕微鏡組織を示した. Al - B処理による焼入性向上効果の認められない鋼Eはフェ
ライト+ベイナイト組織であり,フェライト組織の割合が多く,常温引張強さ(51.6kgf/md)
が規格(53kgf/md)を満足しなかった. Al - B処理による焼入性向上効果の認め
られた鋼Bは大部分がベイナイト組織であり,常温引張強さ(57.3kgf/md)が規格を十分

満足した。 また,鋼HはA1-B処理による焼入性向上効果の有無は明らかではないが, Cu及びNi添加により焼入性が向上し,大部分がベイナイト組織となっており,常温引張 強さ(59.5 kgf/md)が規格を十分満足した。

A1 - B 処理による変態特性の変化は、Fig. 2-9 に示すように、 鋼 A 1及び鋼 A 3を 用いて CCT 図を作成して検討した。 鋼 A 1 (sol. A1 = 0.027%, B = 2 m) は冷却 曲線 No 5 (t $\frac{800}{500}$  = 29.1 C/mi) の冷却速度で初析フェライトの析出が認められた。 こ れに対し、鋼 A 3 (sol. A1 = 0.062%, B = 3 m) は上述の冷却速度ではベイナイト組 織であり、初析フェライトの析出が認められるのは冷却曲線 No 6 (t $\frac{800}{500}$  = 8.2 C/mi) よ り遅い冷却速度においてであった。 また、共にベイナイト組織となる冷却速度(t $\frac{800}{500}$ = 72.0 C/min 以上)におけるベイナイトの生成温度を比較すると、 A1 - B 処理による焼 入性向上効果の見られた鋼 A 3 は鋼 A 1 に比べて生成温度が低く、焼入性が高いことが認め られた。

以上のように、焼ならし程度の遅い冷却速度(例えば板厚 50~200mm では t  $\frac{800}{500}$  = 15.8 ~ 3.5 C/mm) では、 sol. Al 量が多く Al による N 固定効果が十分と考えられる 1 ¼ Cr - ½ Mo 鋼において、 3 mm の B は初析フェライトの析出を抑制し、ベイナイト組織の割合を 増加して強度を上昇させることが認められた.

	LBJ TS <sub>RT</sub> = 57.3 kgt/mm <sup>2</sup> C = 0.13%, sol. Al = 0.050% B = 5 ppm	LEJ IS <sub>RT</sub> = 51.6 kgt/mm <sup>4</sup> C = 0.14%, sol. Al = 0.035% B = 1 ppm	C = 0.15%, Cu = 0.15%, Ni = 0.27% sol. Al = 0.030%, B = 2 ppm
	$[B] TSpr = 57.3 kgf/mm^2$	[F] TSpt = 51.6 kgf/mm <sup>2</sup>	[H] TSpt = 59.5 kgf/mm <sup>2</sup>
نىپى 20پىm			
 100µm			

Fig. 2-8 Optical microstructures of 1-1/4Cr-1/2Mo steel (930°C x 1 h AC + 710°C x 8 h FC)



#### 第4節 2¼Cr-1 Mo 鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす AI-B 処理の影響

本節では2¼Cr-1Mo鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす sol. Al 及びB量の影響を 検討した。

#### 4-1. 実験方法

Table 2-3 に供試鋼の化学組成を示した. 供試鋼は 2 4 Cr - 1 Mo 鋼で, Si 量 (0.09~0.44%), sol. Al 量(0.017~0.036%)及び B 量(1~6 m) を変化させ た. 2 4 Cr - 1 Mo 鋼は焼もどしぜい化による靱性低下がおこることが知られており, そ の対策として, Si 量を低減した鋼(約 0.10%以下)が実用化されている. しかし, Si 量の低減は強度の低下をもたらすため, Cu あるいは Ni 添加などの方法で強度低下を補っ ている. そこで,供試鋼は sol. Al 及び B 量の他に Si 量を変化させた.

供試鋼は 100 kg 大気中高周波溶製を行った後,熱間圧延を行って板厚 15 mm とした. 鋼板の熱処理条件は 950  $\mathbb{C} \times 30$  mm 加熱後板厚 50, 100, 150 及び 200 mm 相当の空冷の 焼ならし処理( $t_{500}^{800}$  はそれぞれ順に 15.8, 7.3, 5.3 及び  $3.5 \mathbb{C}/\text{mm}$ )及び 710  $\mathbb{C} \times 10$  h 加熱後炉冷の PWHT である。 更に,板厚 150 mm 相当材は, PWHT 条件の影響を検討 するため 680  $\mathbb{C} \times 10$  h 及び 720  $\mathbb{C} \times 50$  h 加熱後炉冷の PWHT も行った。

引張試験片 { 8.5 mm<sup>4</sup> × 50 mm<sup>1</sup> (G.L.) } 及びシャルピー衝撃試験片は板厚中心部, 圧延 方向より採取して試験に供した。

Table	2-3	Chemical	compositions	of	materials	used	(wt	%)
-------	-----	----------	--------------	----	-----------	------	-----	----

	C	Si	Mn	Р	S	Cu	Ni	Cr	Мо	so1.A1	В	N	0
A	0.13	0.08	0.49	0.011	0.005	0.19	0.19	2.36	1.05	0.022	0.0001	0.0133	0.005
В	0.14	0.42	0.49	0.018	0.006	0.01	0.02	2.39	1.04	0.017	0.0002	0.0092	0.009
С	0.12	0.09	0.54	0.010	0.007	0.01	0.03	2.41	1.00	0.036	0.0004	0.0122	0.005
E	0.14	0.44	0.53	0.012	0.007	0.01	0.02	2.39	1.05	0.027	0.0002	0.0095	0.006
V10	0.13	0.09	0.54	0.012	0.006	0.01	0.02	2.39	0.96	0.036	0.0006	0.0133	0.005

#### **4-2.** 2<sup>1</sup>/<sub>4</sub> Cr - 1 Mo 鋼の機械的特性に及ぼす Si, sol. AI 及び B 量の影響

Fig. 2-10に 2¼Cr-1 Mo 鋼の常温引張特性に及ぼす Si, sol. Al及びB量の影響
を示した. 鋼B(Si = 0.42%, sol. Al = 0.017%, B = 2 m, ▲印)と鋼E(Si = 0.44%, sol. Al = 0.027%, B = 2 m, △印)とでは Si 量がほぼ同等であり, B量が

同じであるが, sol. Al 量の多い鋼 Eは sol. Al 量の少ない鋼 Bに比べ,引張強さ及び降 伏強さ共に高く, Al – B 処理による焼入性向上効果が認められた. また,鋼 A(Si = 0.08%, sol. Al = 0.022%, B = 1 m,  $\oplus$  印)と鋼 C(Si = 0.09%, sol. Al = 0.036%, B = 4 m, O 印)とでは Si 量がほぼ同等であるが, sol. Al 及び B 量の多い 鋼 Cは, sol. Al 及び B 量の少ない鋼 Aに比べて引張強さ及び降伏強さ共に高く, Al – B 処理による焼入性向上効果が認められた.

次に、A1-B処理による焼入性向上効果の認められた鋼 Cと鋼 Eの比較及び A1-B 処 理による焼入性向上効果の認められなかった鋼 Aと鋼 Bとの比較から、Si 量の低減(約 0.40%から 0.09%以下へ低減)は、A1-B処理による焼入性向上効果の有無にかかわ らず、著しく強度を低下させることが認められた。 特に、鋼 A(sol.A1=0.022%, B=1pm)は Cu 及び Ni(共に 0.19%)を添加したにもかかわらず、Si 量が低いため に著しく強度が低下した。

Fig. 2-11に2¼Cr-1 Mo 鋼の靱性 { ぜい性破面率遷移温度(以後 vTrs と記す) で示した } に及ぼす Si, sol. Al 及び B 量の影響を示した。 靱性は Al - B 処理による 焼入性向上効果の得られた鋼 C( $\bigcirc$ 印)と鋼 E( $\triangle$ 印)が Al - B 処理による焼入性向上効 果の得られなかった鋼 A( $\odot$ 印)及び鋼 B( $\triangle$ 印)に比べて良好であった。 また, 靱性に 及ぼす Si 量の影響(0.09%以下と約 0.40% との比較) は Al - B 処理による焼入性向 上効果の有無にかかわらず認められなかった。

Fig. 2-12に板厚 150mm 相当材の常温引張強さ及び靱性に及ぼす PWHT 条件の影響 を焼もどしパラメータで整理して示した。 焼もどしぜい化を抑制する目的で Si 量を低減 6) した鋼 A(●印)と鋼 C(○印)を比較すると、Al-B処理による焼入性向上効果の認め られた鋼 Cは、焼もどしパラメータが約 21.2 まで規格強度を満足した。 これに対し、 Al-B処理による焼入性向上効果の得られなかった鋼 Aは、焼もどしパラメータが 20.0 を超 えると規格強度を下回り、靱性も鋼 Cに比べて著しく劣化した。

以上のように, sol. Al 量が多く(0.027~0.036%), Bを添加した(2~4m) 2¼Cr-1 Mo 鋼(鋼 C及び鋼 E)は, Al-B 処理による焼入性向上効果により, 高い強 度と良好な靱性を示すのに対し, sol. Al 量が少なく(0.017~0.022%), B量も少な い(1~2m) 2¼Cr-1 Mo 鋼(鋼 A及び鋼 B)は, Al-B 処理による焼入性向上効果 が認められず, 強度, 靱性共に低い値を示した.



Fig. 2=11 Effect of S1, sol.Af and B content on toughness of 2-1/4Cr-1Mo steel (A; Si = 0.08%, sol.A1 = 0.022%, B = 1 ppm B; Si = 0.42%, sol.A1 = 0.017%, B = 2 ppm C; Si = 0.09%, sol.A1 = 0.036%, B = 4 ppm E; Si = 0.44%, sol.A1 = 0.027%, B = 2 ppm)



Fig. 2-12 Effect of PWHT condition on tensile
 strength and toughness of 2-1/4Cr lMo steel
 (A; Si = 0.08%, sol.A1 = 0.022%, B = 1 ppm)
 B; Si = 0.42%, sol.A1 = 0.017%, B = 2 ppm
 C; Si = 0.09%, sol.A1 = 0.036%, B = 4 ppm
 E; Si = 0.44%, sol.A1 = 0.027%, B = 2 ppm)

#### 4-3. 2<sup>1</sup>/<sub>4</sub> Cr - 1 Mo 鋼の変態特性に及ぼす sol. AI 及びB 量の影響

Fig. 2-13に鋼A(Si = 0.08%, sol. Al = 0.022%, B = 1 m), 鋼B(Si = 0.42%, sol. Al = 0.017%, B = 2 m), 鋼C(Si = 0.09%, sol. Al = 0.036%, B = 4 m)及び鋼E(Si = 0.44%, sol. Al = 0.027%, B = 2 m)の光学顕微鏡組織を示した. Al - B処理による焼入性向上効果の認められなかった鋼A及び鋼Bはフェライト+ベイナイト組織であり,フェライト組織の割合が多く,この割合は板厚の増大(50 mm から150 mm)に伴い増加した. これに対し, Al - B処理による焼入性向上効果の認められた鋼C及び鋼Eは大部分がベイナイト組織であり,板厚150 mm でもフェライト組織の割合が少なかった.

Fig. 2-14にAl-B処理を行った鋼V10(Si=0.09%, sol. Al=0.036%, B
=6m)のCCT図を示した.
0.036%のsol.Alと6mのBを含有している







Fig. 2-14 Continuous cooling transformation diagrams of 2-1/4Cr-1Mo steel (Steel V10 : sol.Al = 0.036%, B = 6 ppm)

2¼Cr-1Mo 鋼では,冷却曲線No.9( $t_{500}^{800}$ =10.7℃/mi) 以上の冷却速度で初析フェライト の析出が抑制され,冷却曲線No.10( $t_{500}^{800}$ =7.2℃/mi) においても初析フェライトの生 成量は少ない. したがって,焼ならし処理において,板厚 100 mm( $t_{500}^{800}$ =7.3℃/mi) まではほとんどフェライト組織があらわれないと考えられる. これに対し, Si量がほぼ 同等で sol. Al 及び B 量の少ない鋼 Aは, Fig. 2-13 に示したように,板厚 50 mmの焼 ならし処理( $t_{500}^{800}$ =15.8℃)で多くのフェライト組織が認められた.

以上のように、焼ならし程度の遅い冷却速度(例えば板厚 50~200 mm では t $_{500}^{800}$  = 15.8 ~  $3.5 \, \mathbb{C} / \min$ )では、 sol. Al 量が多く Al による N 固定効果が十分と考えられる 2¼ Cr - 1 Mo 鋼において、 2 mm の微量の B は初析フェライトの析出を抑制し、ベイナイト組織の 割合を増加して強度を上昇させることが認められた。

-26-

#### 第5節結論

本章では焼ならし型低合金圧力容器用鋼の PMS 鋼, 1¼Cr -½Mo 鋼及び 2¼Cr - 1 Mo 鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす A1 - B 処理の影響を検討した。

本章で得られた主な結論は次のとおりである。

- (1) 焼ならし型低合金圧力容器用鋼のPMS鋼, 1¼Cr-½Mo鋼及び2¼Cr-1Mo鋼は
   A1-B処理により,初析フェライトの析出が抑制され,ベイナイト組織の割合が増加して
   強度が上昇した.
- (2) A1-B処理による焼入性向上効果は、オーステナイト粒界に偏析したB原子が粒界のエネルギーを低下させ、初析フェライトの析出を抑制することによってもたらされたと考えられる。
- (3) A1-B処理による焼入性向上効果は、Fig. 2-1、Fig. 2-5及びFig. 2-10 で 見られたように、B量が2m以上で、かつ sol. A1 量が多く A1 によるN固定効果が十分 であると考えられる鋼において得られた。

第3章 A1-B処理による PMS 鋼の溶接低温割れ感受性の改善

#### 第1節緒 言

正力容器用鋼板は,厚肉材で用いられることが多く,焼ならし処理あるいは焼ならし+焼も
どし処理で製造されるため,規格強度を得るためにはCeq.の高い成分系が必要となる.し
たがって,これらの鋼は溶接低温割れ感受性が高い欠点を有している.更に,近年の圧力容
器の設計思想は鋼材の許容応力を高めて板厚低減を図る方向にある.PMS 鋼はこのような
設計思想を取り入れて規格化されたものであり,数多くの開発鋼が報告されたが,いずれの鋼
も高強度を得るためにCeq.あるいはPcMの高い成分系であり溶接低温割れ感受性が高い.
前章で,A1-B処理はPMS 鋼の強度上昇に有効であることが明らかになった.また,A1
-B処理によるPcMの上昇は,添加B量が微量(2~10m程度)であるため,極めて少ない.
そこで,本章ではA1-B処理による強度上昇効果を用いてPMS 鋼の溶接低温割れ感受性
を低減させることを検討した。

#### 第2節 実験方法

Table 3-1 に示した供試鋼は PMS 鋼の機械的特性及び溶接低温割れ感受性に及ぼす Al-B処理の影響を検討するために使用した.供試鋼は、 Al-B処理を行った PMS 鋼(鋼 PA~鋼 PG)及び Al-B 処理を行っていない PMS鋼(鋼 PH~鋼 PL)において、C量を変化(0.03~0.22%)させたものである。

	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Мо	Nb	sol.Al	В	N	0	Рсм
PA	0.03	0.26	1.56	0.008	0.006	0.40	0.20	0.03	0.059	0.0007	0.0067	0.006	0.153
PB	0.06	0.25	1.50	0.007	0.007	0.40	0.20	0.03	0.061	0.0008	0.0075	0.005	0.181
PC	0.09	0.26	1.58	0.008	0.006	0.40	0.20	0.02	0.060	0.0007	0.0082	0.006	0.214
PD	0.13	0.26	1.53	0.009	0.006	0.41	0.20	0.03	0.061	0.0006	0.0102	0.006	0.252
PE	0.16	0.27	1.56	0.009	0.007	0.40	0.20	0.02	0.058	0.0005	0.0061	0.006	0.283
PF	0.19	0.26	1.52	0.003	0.006	0.41	0.19	0.02	0.058	0.0007	0.0066	0.006	0.311
PG	0.22	0.25	1.50	0.008	0.006	0.40	0.19	0.02	0.061	0.0007	0.0064	0.005	0.339
PH	0.03	0.28	1.54	0.010	0.007	0.42	0.21	0.02	0.029	0.0002	0.0056	0.002	0.152
PI	0.08	0.25	1.49	0.007	0.006	0.41	0.20	0.02	0.028	0.0002	0.0059	0.003	0.198
PJ	0.12	0.26	1.49	0.009	0.007	0.41	0.20	0.02	0.029	0.0002	0.0077	0.005	0.238
PK	0.17	0.26	1.43	0.006	0.005	0.42	0.19	0.03	0.031	0.0002	0.0079	0.006	0.285
PL.	0.19	0.24	1.46	0.006	0.006	0.42	0.19	0.02	0.023	0.0002	0.0074	0.005	0.306

Table 3-1 Chemical compositions of materials used (wt %)

供試鋼は 200kg大気中高周波溶製を行った後,熱間圧延を行って板厚 40 及び 50 mm とした. 鋼板の熱処理条件は 900℃×1h 加熱後空冷の焼ならし処理及び 620℃×2h 加熱後空冷の焼 もどし処理である. 母材の機械的特性は,板厚 50 mm の鋼板を用いて, 600℃×9h 加熱後 炉冷の PWHT を行った後,引張試験片 { 6 mm<sup>d</sup>×30 mm <sup>l</sup> (G.L.) } 及びシャルピー衝撃試験 片を板厚中心部, 圧延方向より採取して検討した.

溶接低温割れ感受性は、板厚 40 mmの鋼板を用いて、斜め Y形溶接割れ試験法により検討した. 溶接は、Fig。3-1 に示す試験片に、棒径 4mm<sup>Ø</sup>の溶接棒(JISD5016)を用いて 溶接入熱量 17 kJ/cm(電流: 170A,電圧: 25 V,溶接速度: 15 cm/min)にて行った. また、 予熱温度は室温(20℃)~250℃ の範囲で変化させた. 溶接低温割れ率は、溶接部から 5断 面の試料を採取し研摩腐食後光学顕微鏡にて割れ観察を行い、Fig. 3-1 に示す算出法で 5 断面の平均として求めた.



Fig. 3-1 Oblique Y groove weld cracking test specimen

Table 3-2に示した供試鋼は Al-B処理 PMS 鋼の機械的特性に及ぼす Cu, Ni 及び Mo 量及び P<sub>CM</sub> の影響の検討に用いた。

供試鋼は100kg大気中高周波溶製を行った後,熱間圧延を行って板厚15 mmとした. 鋼板 の熱処理条件は、900 $^{\circ}$ ×1h 加熱後、板厚50及び100mm相当の空冷( $t_{500}^{800}$ はそれぞれ 15.8及び7.3 $^{\circ}$ /mm)の焼ならし処理、620 $^{\circ}$ ×2h 加熱後空冷の焼もどし処理及び600 $^{\circ}$ × 30及び80h 加熱後炉冷のPWHTである. 引張試験片 {6mm $^{\phi}$ ×30mm $^{l}$ (G.L.)}及びシャルピー衝撃試験片は板厚中心部、圧延方向より採取して試験に供した.

	C	Si	Mn	Р	С	Cu	Ni	Cr	Мо	V	sol.Al	В	N	0	Рсм
T13	0.08	0.49	1.45	0.009	0.010	0.01	0.02	0.03	0.19	0.04	0.070	0.0002	0.0086	0.004	0.186
T14	0.08	0.43	1.43	0.010	0.012	0.01	0.02	0.02	0.20	0.02	0.063	0.0008	0.0092	0.010	0.185
T15	0.09	0.49	1.44	0.009	0.010	0.01	0.02	0.03	0.19	0.04	0.055	0.0006	0.0089	0.002	0.198
T16	0.08	0.48	1.47	0.004	0.010	0.02	0.42	0.04	0.19	0.05	0.065	0.0009	0.0087	0.004	0.199
T17	0.11	0.45	1.44	0.005	0.010	0.02	0.07	0.02	0.14	0.04	0.069	0.0008	0.0081	0.005	0.214
т18	0.11	0.42	1.46	0.004	0.011	0.03	0.07	0.02	0.14	0.02	0.065	0.0008	0.0079	0.006	0.212
T19	0.08	0.47	1.46	0.004	0.010	0.02	0.04	0.02	0.15	0.04	0.063	0.0007	0.0080	0.005	0.186
T20	0.09	0.42	1.39	0.009	0.010	0.01	0.02	0.03	0.24	0.04	0.063	0.0006	0.0080	0.005	0.197
T21	0.11	0.42	1.39	0.009	0.011	0.01	0.02	0.03	0.24	0.04	0.046	0.0007	0.0084	0.004	0.217
T22	0.06	0.46	1.44	0.005	0.007	0.21	0.15	0.02	0.20	0.04	0.046	0.0008	0.0087	0.004	0.182
T23	0.08	0.37	1.32	0.008	0.011	0.01	0.14	0.04	0.28	0.04	0.051	0.0002	0.0089	0.008	0.184
T24	0.08	0.35	1.32	0.008	0.011	0.01	0.14	0.04	0.28	0.04	0.032	0.0006	0.0093	0.006	0.186
T25	0.09	0.47	1.45	0.004	0.010	0.02	0.42	0.04	0.28	0.04	0.048	0.0014	0.0086	0.004	0.215
T26	0.11	0.42	1.42	0.009	0.013	0.01	0.02	0.02	0.29	0.04	0.049	0.0006	0.0095	0.005	0.221

Table 3-2 Chemical compositions of materials used (wt %)

#### 第3節 PMS鋼の機械的特性に及ぼすAI-B処理及びPCMの影響

Fig. 3-2 に 0.40% Cr - 0.20% Mo 系 PM S鋼(鋼 PA~鋼 PL)の PWHT 後の常温引 張強さ(TS at RT)及び常温と 350 Cの降伏強さに及ぼす Al-B処理の影響を示した.  $^{3)}$ Fig.3-2 の横軸は  $P_{CM}$ 式から Bの項を除いた  $P_{CM}$ '式 {=C+Si/30+(Mn+Cu+Cr)/20 +Ni/60+Mo/15+V/10}であり,強度に及ぼす Bの影響と B以外の合金元素の影響を 区別するために用いた. Fig. 3-2から, PMS 鋼は Al-B処理により,常温引張強さが 約 10kgf/md,常温降伏強さが約 13kgf/md, 350 Cの降伏強さが約 18kgf/md 上昇することが 認められた. ただし, Al-B処理 PMS 鋼は,  $P_{CM}$ 'が約 0.18% を下回ると, Bによる焼 入性向上効果は減少しており,基本成分系の焼入性があるレベル以上でないと Al-B処理の効 果は十分発揮されないことが認められた.

Fig. 3-3にA1-B処理による光学顕微鏡組織の変化の一例を示した. 第2章で述べた ように, sol. Al 及び B量の多い鋼 PC あるいは鋼 PD は, Bによる初析フェライト析出の抑 制効果により,大部分がベイナイト組織となっている. これに対し, sol. Al 及び B量の少 ない鋼 PI あるいは鋼 PJ はフェライト+ベイナイト組織でありフェライト組織の割合が多い. Fig. 3-2における Al-B処理による強度上昇は,この組織変化によりもたらされたことが うかがわれた.



Fig. 3-2 Relation between tensile properties and  $P_{CM}$ ' of PMS steel (Steel PA  $\sim$  PL)


Fig. 3-3 Optical microstructures of PMS steel (Normalizing + Tempering)

Fig. 3-4 及び Fig. 3-5 に Al-B処理 PMS 鋼の焼ならし+焼もどし処理後の常温の 引張強さ及び降伏強さ(YP at RT)と  $P_{CM}$ との関係をそれぞれ示した. 引張強さ及び降伏 強さは  $P_{CM}$ の増加に伴い上昇した. しかし,同一  $P_{CM}$ 値で比較すると,引張強さ及び降伏強 さは Mo 量の増加(0.15%から 0.30% までの範囲)に伴い著しく上昇し,Ni 添加(0.40%) あるいは Cu,Ni添加(Cu=0.20%,Ni=0.15%)による上昇も認められた.

Fig. 3 - 6 に Al-B処理 PMS 鋼の PWHT 後の常温及び 350℃の降伏強さ(YP at 350℃)と常温の引張強さとの関係を示した. 常温及び 350℃の降伏強さと常温引張強さの規格
下限値は Fig. 3 - 6 に同時に示した. 例えば。PMS 30 は常温の引張強さの規格下限値
(55 kgf/ml)を満足する場合,常温の降伏強さが約 42 kgf/ml 以上, 350℃の降伏強さが約37



Fig. 3-4 Relation between tensile strength at room temperature and PCM of Al-B treated PMS steel (Steel T13  $\sim$  T26, PC)

kgf/md 以上となり、それぞれ規格値(常温の降伏強さ  $\geq$  41kgf/md, 350°Cの降伏強さ  $\geq$  30kgf/md)を満足する. このように、Al-B処理 PMS 鋼は常温の引張強さが規格を満足すれば、常温及び 350°Cの降伏強さの規格を満足することが認められた.

Fig. 3 - 7 に PMS 鋼の PWHT 後の常温及び 350℃の降伏強さと常温の引張強さとの関係に及ぼす Al-B処理の影響を示した. 同一常温引張強さで比較すると、Al-B処理を行った鋼(sol.Al=0.058~0.061%, B=5~8 m)は Al-B処理を行っていない鋼(sol.Al=0.023~0.031%, B=2 m)に比べて降伏強さが高い. 例えば、PMS 30の場合、Al-B処理鋼は Fig. 3-6 で述べたように、常温の引張強さが規格を満足すれば、常温及び



Fig. 3-5 Relation between yield point at room temperature and PCM of Al-B treated PMS steel (Steel T13  $\sim$  T26, PC)

350℃の降伏強さの規格を満足する. これに対し, Al-B処理を行っていない鋼は, 常温の 引張強さが規格を満足しても, 常温及び 350℃の降伏強さは規格を満足しないことが認められた.

Fig. 3-8に Al-B処理 PMS 鋼の PWHT 後の靱性と常温引張強さとの関係を示した。 靱性は強度の上昇に伴って低下する傾向を示したが,同一強度で比較すると, 0.40% Cr-0.20% Mo系が最も良好であった。



Fig. 3-6 Relation between yield point at room temperature and 350°C and tensile strength at room temperature of Al-B treated PMS steel (Steel T13  $\sim$  T26)



Fig. 3-7 Relation between yield point at room temperature and 350°C and tensile strength at room temperature of PMS steel (Steel PB  $\sim$  PL)



Fig. 3-8 Relation between tensile strength at room temperature and absorbed energy at 0°C of Al-B treated PMS steel (Steel T13  $\sim$  T26, PA  $\sim$  PG)

以上のように、 PMS 鋼は Al-B処理により初析フェライト析出が抑制され、ベイナイト組織となって強度が上昇した。 特に、降伏強さはベイナイト組織となることにより大幅に上昇した。 ただし、極端に  $P_{CM}'$ を低減した場合( $P_{CM}' < 0.18\%$ )、 Al-B処理を行っても、+ 分な焼入性向上効果は得られないため、基本成分系の焼入性はあるレベル以上であることが必要である。 また、靱性は Cr, Moの複合添加鋼が最も良好であり、 Cr, Moの複合添加鋼は最も微細なベイナイト組織を有することが良好な靱性を示す原因と考えられた。

## 第4節 PMS鋼の溶接低温割れ感受性に及ぼすAI-B処理及びPCMの影響

Fig.3-9に鋼 PA~鋼 PLに関する斜め Y形溶接割れ試験結果を示した.本試験結果 における割れは,すべて HAZ から発生したものであり,溶接金属部からの発生が認められな かった. PMS 鋼の溶接低温割れ感受性は,Al-B処理の有無にかかわらず, P<sub>CM</sub>との良好



Fig. 3-9 Relation between preheating temperature and PCM of PMS steel (Steel  $PA \sim PL$ )

3) な相関関係が見られ, Pc 評価式( Fig. 3-9中に直線で表示した)で評価し得ることが認 められた.

**Fig. 3-10** に PMS 鋼の溶接低温割れ停止予熱温度及び常温引張強さと  $P_{CM}$  との関係をま とめて示した. 前述のように, PMS 鋼の溶接低温割れ感受性は, Al-B処理の有無にかか わらず,  $P_{CM}$  との良好な相関関係が見られた. すなわち, Bはその添加量の 5倍の値だけ  $P_{CM}$ を増加させ {例えば Bを 6 Pm (0.0006%)添加した場合  $P_{CM}$ は 0.003% 増加する }, 溶接 低温割れ感受性を上昇させる. しかし,母材の強度は Al-B処理によって大幅に上昇し,例 えば PMS 30 の場合,常温引張強さの規格を満足するのに必要な  $P_{CM}$ は Al-B処理によって 約 0.09% 低減した. すなわち, PMS 鋼は Al-B処理による強度上昇効果によりもたらさ れる低  $P_{CM}$ 化(約 0.09% の低減)が, Bによる高  $P_{CM}$ 化(約 0.003% の増加)を大幅に上 回る. この原因は, Al-B処理による焼入性向上効果は母材の焼ならし処理では大きいが, 溶接低温割れの発生する HAZ では小さかったためであると考えた.

以上の理由により、Fig.3-10 に示したように、例えば PMS30 は Al-B処理を適用す ることにより溶接低温割れ停止予熱温度が約 125 C以上低下した。 しかし、前節の Fig. 3-7に示したように、Al-B処理 PMS 鋼は常温引張強さが規格を満足すれば、降伏強さの規 格を満足するのに対し、Al-B処理を行わない PMS 鋼は常温引張強さが規格を満足しても、



Fig. 3-10 Relation between preheating temperature to prevent weld cold cracking, tensile strength at room temperature and  $P_{CM}$  of PMS steel (Steel  $PA \sim PL$ )

降伏強さの規格を満足しない場合がある. したがって , Al-B処理を行わない PMS 鋼は, 更に高い常温引張強さを必要とし, P<sub>CM</sub>も高くなる場合がある. このような場合, Al-B処 理による溶接低温割れ停止予熱温度の低温化効果は更に拡大する.

**Fig.3-11**に PMS 鋼溶接部における溶接低温割れ発生状況を模式化して示した. **Fig. 3-11**の(a)は従来 PMS 鋼(A1-B処理を行っていない)の例である. 母材はフェライト+ ベイナイト組織であり、その化学組成は規格強度を得るために、例えば C量が約 0.18%, P<sub>CM</sub> が約 0.28% である. このときの HAZ は硬さが約 Hv400 と高く、溶接低温割れ感受性が 高くなる. 一方、Fig.3-11 の(b)は A1-B処理 PMS 鋼の例である. この鋼の化学組成 は、例えば Cが約 0.10%, P<sub>CM</sub> が約 0.20% と従来 PMS 鋼に比べて低い. しかし、母材 は Bによる焼入性向上効果によりベイナイト組織となり、規格強度を満足する. このときの HAZ は硬さが約 Hv300 と低く、溶接低温割れ感受性が著しく低下することになる.



Fig. 3-11 Schematic illustration for initiation of weld cold cracking

#### 第5節 結 論

本章では Al-B処理による PMS 鋼の溶接低温割れ感受性の改善を検討した。 本章で得られた主な結論は次のとおりである。

- (1) PMS 鋼は Al-B処理により,常温引張強さが約10kgf/md,常温降伏強さが約13kgf/md, 350℃の降伏強さが約18kgf/md 上昇した.
- (2) PMS 鋼は Al-B処理により強度が上昇するが,特に降伏強さの上昇が大きい. この結果, Al-B処理 PMS 鋼は常温引張強さが規格を満足すれば,常温及び 350℃の降伏強さの 規格を満足した.
- (3) PMS 鋼の溶接低温割れ感受性は, Al-B処理の有無にかかわらず, PCMとの良好な相関 関係が見られ, Pc 評価式で評価し得ることが認められた.
- (4) PMS 鋼は Al-B処理による強度上昇効果によってもたらされる低  $P_{CM}$ 化が, Bによる高  $P_{CM}$ 化(B量の5倍の値だけ増加する)を大幅に上回った。 したがって, PMS 鋼は Al-B 処理を適用することにより,溶接低温割れ停止予熱温度が大幅に低下した。 例えば, PMS 30は Al-B処理を適用することにより溶接低温割れ停止予熱温度が約 125℃以上低 下した。

# 第4章 Al-B処理による1¼Cr-½Mo 鋼溶接部のクリープ割 れ感受性の改善

## 第1節緒 言

石油化学工業などに用いられる Cr-Mo 鋼製圧力容器の溶接部は,製作時の検査で割れが検知されなくても,長時間操業後の検査で割れが発見されることがある。 この種の割れは溶接 5),17)~29) 部のクリープ割れあるいはクリープぜい化と呼ばれている。 また,その発生原因は,不純物 18)~22) 元素の粒界偏析,粒界炭化物を核とした粒界ボイドの生成あるいはPFZにおけるボイドの生 24)~26) 成などの考えが示されているが,定説を得るには至っていない。

クリープ割れは割れ発生の位置,鋼種あるいは形態がSR割れと類似である. したがって, クリープ割れの初期段階の発生機構はSR割れの発生機構と類似であることが予想される. 4),16),30)~33) 34)~39) SR割れの発生原因は,析出硬化説と粒界ぜい化説が代表的であるが,クリープ割れと同様に 定説を得るには至っていない.

SR割れ感受性を支配するとされる因子の中で、不純物元素の粒界偏析による粒界ぜい化は、43) 焼もどしぜい化に関する研究でも示されるように、不純物元素量の増加に伴い促進される. したがって、不純物元素量の増加がSR割れ感受性を上昇させることは十分考えられる. し かし、例えば PMS 鋼は析出硬化元素(Cr, Mo, Vあるいは Nb など)の量が少なく $\triangle G$ ある 16) いは P<sub>SR</sub>の値が低いため、不純物元素量が多くても。SR割れは発生しない. このことか ら、SR割れは不純物元素の粒界偏析による粒界ぜい化だけが原因で発生することは考えられ ない.

そこで、本章ではこのような SR 割れに関する研究結果を参照し、 Cr-Mo 鋼溶接部のクリ ープ割れ感受性に及ぼす析出硬化特性の影響及び溶接部の軟化によるクリープ割れ感受性の改 善を検討した.

第2節では Cr-Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす析出硬化特性の影響を検討した。 第3節では,第2節の結果を基に, Al-B処理による強度上昇効果を用いて, 1¼Cr-½Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性を低減させることを検討した。

-41-

## 第2節 Cr-Mo鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす析出硬化特性の影響

本節では Cr - Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす析出硬化特性の影響を明らかにす ることを目的として、クリープ割れ感受性が高いとされる 1  $\frac{17}{4}$   $Cr - \frac{1}{2}$  Mo 鋼及びクリープ割れ 感受性が低いとされる 2  $\frac{1}{4}$  Cr - 1 Mo 鋼に関して、クリープ割れ感受性に及ぼす化学組成(主 に C量)及び PWHT 温度の影響を検討した.

## 2-1. 実験方法

Fig. 4-1 に1¼Cr-½Mo鋼製圧力容器の溶接部に発生したクリープ割れの光学顕微 鏡組織を示した. このクリープ割れは,HAZ粗粒域の粒界割れであることが認められた. したがって,このようなクリープ割れは,操業中にHAZに作用したクリープ変形が粒界へ 集中し,HAZのクリープ変形能を超えたときに発生したと考えられる. すなわち,HAZ のクリープ破断延性の低い鋼は,クリープ割れ感受性が高いと考えられる. そこで,クリ ープ割れ感受性を再現HAZのクリープ破断試験における破断絞り値で評価した. また, クリープ割れは応力集中部で多く発生することから,応力集中の影響を知る目的で,円周切 欠付丸棒試験片によるクリープ破断試験も行った.



Fig. 4-1 Optical microstructure of fracture appearance at the welds of 1-1/4Cr-1/2Mo steel (Service condition; Temperature 500  $\sim$  550°C, pressure 26 kgf/cm<sup>2</sup>, Period 5 years) 同時に、クリープ割れ感受性の評価は、クリープ温度域( $500 \sim 600$ °C) での低速定ひず み速度引張試験(Slow constant Extension Rate Technique,以後SERT 試験と記す) の破断絞り値を用いても行った。 クリープ温度域でのSERT 試験では、引張変形に伴う 加工硬化が小さいと考えられ、クリープ破断試験に近い状況が短時間で再現し得ると考えて、 この試験法を用いた。

Table 4-1 に供試鋼の化学組成を示した. 本実験では1¼Cr-½Mo 鋼に関して, C量の変化(010~0.16%), Cu添加(0.15%), Ni添加(0.27%), Al-B 処理の有 無及び Sb 添加(0.040%)の影響を検討し,比較のためクリープ割れ感受性が低いとされ <sup>21), 29)</sup> る 2<sup>1</sup>/<sub>4</sub>Cr-1 Mo 鋼の検討も行った.

		С	Si	Mn	Р	S	Cu	Ni	Cr	Мо	sol.Al	В	Sb	N	0
1-1/4Cr	A	0.10	0.64	0.60	0.007	0.006	—	_	1.38	0.53	0.040	0.0004	—	0.0069	0.005
	В	0.13	0.62	0.51	0.014	0.008		١	1.28	0.56	0.050	0.0006	I	0.0084	0.007
	С	0.15	0.65	0.62	0.015	0.009		—	1.44	0.61	0.057	0.0004	I	0.0094	0.005
	D	0.15	0.64	0.60	0.015	0.009	0.15	0.27	1.38	0.60	0.058	0.0005	-	0.0099	0.006
	E	0.14	0.62	0.50	0.014	0.008		-	1.28	0.56	0.035	0.0001		0.0095	0.008
17 2110	F	0.15	0.65	0.63	0.014	0.008	—		1.38	0.59	0.026	0.0001	-	0.0105	0.004
	G	0.16	0.67	0.61	0.008	0.011		—	1.41	0.55	0.024	0.0003	-	0.0112	0.006
	Н	0.15	0.65	0.61	0.015	0.008	0.15	0.27	1.37	0.60	0.030	0.0002	_	0.0102	0.006
	I	0.14	0.69	0.55	0.007	0.004	_		1.24	0.59	0.026	0.0002	0.040	0.0082	0.005
2-1/4Cr	J	0.12	0.11	0.43	0.011	0.009		—	2.25	1.01	0.012	0.0002	I	0.0103	0.004
-1Mo	К	0.12	0.44	0.60	0.007	0.004			2.29	1.05	0.028	0.0003		0.0099	0.005

Table 4-1 Chemical compositions of materials used (wt %)

供試鋼は 200kg大気中高周波溶製を行った後,熱間圧延を行って板厚 50 mm とした. 鋼板の熱処理条件は 930℃×1h 加熱後空冷の焼ならし処理及び 710℃×2h 加熱後空冷の焼 もどし処理である. Fig.4-2 に用いた試験片の形状をまとめて示した. これらの試験片は,板厚中心部,圧延方向より採取した.

Fig. 4-3に再現HAZ(Simulated HAZ)の熱サイクルを示した。 この熱サイクルの付与及びSFRT 試験は、高周波加熱溶接熱サイクル再現装置を用いて行った.

クリープ破断試験は 550℃で、SERT 試験 {ひずみ速度( $\epsilon$ ) = 3.7×10<sup>-6</sup> s<sup>-1</sup> } 及び高温引 張試験(ひずみ速度 = 8.3×10<sup>-3</sup> s<sup>-1</sup>)は 500, 550及び 600℃で行った.







(b) Notched specimen for creep rupture test



. . .

Fig. 4-2 Dimensions of specimen



Fig. 4-3 Simulated heat cycles of HAZ

## 2-2. Cr-Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす化学組成及び溶接後熱処理温度の 影響

Fig. 4 - 4 に再現 HAZ のクリープ破断試験における破断絞り値(R.A.)と破断時間 (Rupture time) との関係を示した. PWHT 温度が 710℃の場合, C量が低く(0.10 %), Al-B処理を行った 1  $\frac{1}{4}$  Cr -  $\frac{1}{2}$  Mo鋼(鋼 A)は 2  $\frac{1}{4}$  Cr - 1 Mo鋼(鋼 K)と同等の 高い破断絞り値(80%以上)を示した. これに対し, C量が高く(0.16%), Al-B処理 を行っていない 1  $\frac{1}{4}$  Cr -  $\frac{1}{2}$  Mo鋼(鋼 G)は, PWHT 温度が 650℃及び 710℃の場合共, 低い破断絞り値を示した. 特に, 鋼 Gは PWHT 温度が 650℃の場合, 破断絞り値が 10 %以下と著しく低く, クリープ割れが発生することが予想される. 更に, C量が 0.14% で, 粒界偏析元素として知られる Sb を 0.040% 含有し, Al-B処理を行っていない 1  $\frac{17}{4}$ Cr -  $\frac{17}{2}$  Mo 鋼(鋼 I)は鋼 Kより若干低い破断絞り値を示しており, クリープ割れ感受性が 不純物元素の粒界偏析による粒界ぜい化により上昇することが認められた.



Fig. 4-4 Relation between R.A. and rupture time in creep rupture test of simulated HAZ of 1-1/4Cr-1/2Mo and 2-1/4Cr-1Mo steel

Fig. 4-5 に切欠付試験片によるクリープ破断試験結果を平滑材の試験結果と比較して示した. PWHT 温度は母材強度が規格を満足することを考慮して,鋼A及び鋼Kが710



Fig. 4-5 Creep rupture properties of smooth and notched specimens of simulated HAZ of 1-1/4Cr-1/2Mo and 2-1/4Cr-1Mo steel

℃, 鋼 G及び鋼 I が 650℃とした. 鋼 A及び鋼 Kは,約2000h まで切欠材のクリープ破 断強度が平滑材のそれを上回っている. これに対し,鋼 G及び鋼 I は約50 h 以下の短時 間で切欠材のクリープ破断強度が平滑材のそれを下回っている. この結果は、ノズルの取 付部の溶接部のように応力集中の大きな位置では、鋼材のクリープ破断寿命より短時間でク リープ破断する可能性が高いこと、すなわち、クリープ割れ感受性が高いことを示している. また、Sbを 0.040% 含有した鋼 I は、鋼 Gよりもさらに短時間でクリープ破断しており、 Fig. 4 - 4 の結果の場合と同様に、クリープ割れ感受性に及ぼす粒界ぜい化の悪影響が認 められた.

Fig. 4 - 6 に 550℃における SERT 試験及び高温引張試験の破断絞り値を比較して示 した。 高温引張試験の破断絞り値は、化学組成及び PMHT 温度の変化の影響をほとんど 受けず、すべて高い値(約75~85%)を示した. これに対し、SERT 試験の破断絞り 値は化学組成及び PMHT 温度の変化の影響が認められた. すなわち、破断絞り値は PWHT温度の上昇(650℃から 710℃)により、すべての鋼種で大きく上昇した. また、



Fig. 4-6 R.A. of simulated HAZ in SERT test and tesile test

1½Cr-½Mo鋼の破断絞り値は、PWHT 温度 710 Cの場合の鋼 Eの結果を除いて、C量の 低下(0.15%から 0.10%) に伴い上昇する傾向を示した. SERT 試験結果から認めら れたこのような傾向は、クリープ破断結果(Fig.4-4)から認められた傾向と類似であっ た. 尚、SERT 試験の破断絞り値に及ぼす Cu 及び Ni 添加の影響は明確には認められ なかった.

Fig. 4-7 に SERT 試験後の破断部の光学顕微鏡組織を示した. また, Fig. 4-8 には SERT 試験による破面の走査型電子顕微鏡による観察結果を示した. 破断部の結晶 粒の変形状況及び破面形態は化学組成及び PWHT 温度の変化の影響を受けていることが認 められた. すなわち, PWHT 温度が 650℃の場合, C量の高い (0.15%) 1  $\frac{1}{4}$ Cr  $-\frac{1}{2}$ Mo 鋼(鋼 D) は結晶粒の変形をほとんど伴わずに破断し(Fig. 4-7), 粒界破面がほゞ全面 を占め(Fig. 4-8), 著しく低い破断絞り値(16.5%)を示した. これに対し, C量の 低い(0.13%) 1  $\frac{1}{4}$ Cr  $-\frac{1}{2}$ Mo 鋼(鋼 B) あるいは 2  $\frac{1}{4}$ Cr -1 Mo 鋼(鋼 J) は鋼 Dに比べ



Fig. 4-7 Optical microstructures of fracture appearance in SERT test



Fig. 4-8 Scanning electron fractographs of fracture surface in SERT test

て,結晶粒の変形が大きく(Fig.4-7), 粒界破面の割合が低下して粒内破面が混在し (Fig.4-8), 破断絞り値は上昇した. 更に, PWHT 温度が 710℃の場合,すべての 鋼は, PWHT 温度が 650℃の場合に比べて,結晶粒の変形が大きく,粒界破面率が低下し, 破断絞り値が上昇した. 特に,鋼 B及び鋼 Jは粒界破面がわずかしか認められなかった.

Fig. 4 - 9 に 1  $\frac{1}{4}$  Cr -  $\frac{1}{2}$  Mo 鋼製圧力容器の溶接部に発生したクリープ割れの破面と SERT試験による破面とを比較して示した. 実機のクリープ割れ破面と SERT 試験によ る破面は、共に粒界ディンプルを伴った破面と平坦な粒界破面が認められた. SERT 試 験で見られた粒界ディンプルを伴った破面(左側)はクリープ割れ感受性が低いと考えられ る鋼 B(C=0.13%)による破面であり、このときの破断絞り値は 4 1.9% であった. 一 方、SERT 試験で見られた平坦な粒界破面(右側)はクリープ割れ感受性が高いと考えら れる鋼 D(C=0.15%)による破面であり、このときの破断絞り値は 1 6.5% と低かった.



Grain boundary dimple type

Grain boundary flat type

10 µm

Fig. 4-9 Scanning electron fractographs of fracture surface appeared in the welds of 1-1/4Cr-1/2Mo steel of reactor vessel and in the simulated HAZ of 1-1/4Cr-1/2Mo steel in SERT test (Service condition of reactor vessel; Temperature 500 ~ 550°C, Pressure 26 kgf/cm<sup>2</sup>, Period 5 years) (Testing condition of SERT test; Test temperature 550°C, PHWT temperature 650°C)

前述のように、クリープ破断試験とSERT 試験の破断絞り値に及ぼす化学組成及び PWHT温度の影響は類似の傾向が認められた. また、SERT 試験による破面は実機のクリ ープ割れの破面と類似の形態を示した. これらの結果から、SERT 試験はクリープ割れ の発生機構に近い状況を再現しており、その破断絞り値によりクリープ割れ感受性の相対比 較評価を行い得る可能性を持つ試験法と考えられる.

#### 2-3. Cr – Mo 鋼溶接部の析出硬化特性に及ぼす化学組成及び溶接後熱処理温度の影響

Fig. 4-10 に SERT 試験を中断した試験片のくびれた部分の断面の光学顕微鏡組織を 示した。 鋼A(0.10% C-1 ¼ Cr -½ Mo 鋼) は SERT 試験における破断絞り値が高く (例えば試験温度 550 °C, PWHT 温度 710 °Cの場合, R.A. = 73.1%), クリープ割れ感 受性が低いと考えられる鋼である。 この鋼 Aは,粒界におけるボイドの生成と連結による 割れ発生が見られ,結晶粒の変形が大きいことが認められた。 これに対し,鋼 D(0.15%  $C-1 \frac{1}{4}$  Cr  $-\frac{1}{2}$  Mo 鋼) は SERT 試験における破断絞り値が低く(例えば試験温度 550 °C, PWHT 温度 650 °Cの場合, R.A. = 16.5%), クリープ割れ感受性が高いと考えられる鋼で ある。 この鋼 Dは,平坦な粒界破面を呈する割れ発生の様子が見られ,結晶粒がほとんど 変形していないことが認められた。

Fig.4-11 に,このような割れ発生状況あるいはFig.4-9の破面形態から、クリー プ割れ発生モデルを推定した模式図を示した. 粒界ディンプルを伴った破面を呈するクリ ープ割れは、クリープ変形過程で、粒界の炭化物を核としてボイドが生成し連結して粒界破 23),24),61)~63) 壊に至ったと考えられ、その発生モデルの推定図をFig.4-11の左側に示した. このと 24)~26) き、粒界近傍のPFZは、粒界へのひずみ集中を促進し、クリープ割れ感受性を高めること も考えられる. これに対し、Fig.4-11の右側に示した平坦な粒界破面を呈するクリープ 18)~22) 割れの発生は、不純物元素の粒界への偏析などの原因で粒界が著しくぜい化した場合、ある 04) いは高応力が負荷されて短時間のクリープ変形で割れが発生した場合であると考えられる.

Fig. 4-12 に 1 ¼ Cr - ½ Mo 鋼再現 HAZ の SERT 試験における破断絞り値(R.A. in SERT test)と高温引張強さとの関係を示した. 化学組成及び PWHT 温度の変化 にかかわらず, SERT 試験の破断絞り値は高温引張強さの上昇に伴って減少した. 高温 引張試験の破面形態はすべて粒内破壊であることから,高温引張強さと粒内強度の間には良 好な相関関係があることが考えられる. したがって, Fig. 4-12 の結果は,粒内強度の



Fig. 4-10 Optical microstructures of fracture appearance in SERT test (Test temperature 550°C, PWHT temperature 710°C for steel A and 650°C for steel D, Test period 12 h for steel A and 5 h for steel D)



Fig. 4-11 Crack initiation models of creep cracking



Fig. 4-12 Relation between tensile strength in tensile test and R.A. in SERT test of simulated HAZ of 1-1/4Cr-1/2Mo steel

上昇が破断絞り値を低下させる傾向を示しており,粒内強度の上昇により粒界へのひずみ集 中が促進され,粒界破壊を起こすことによって破断絞り値の低下をもたらしたと考えられる. Fig・4-13に550℃でのSERT試験及びクリープ破断試験の破断絞り値と硬さとの関係 を示した. SERT 試験及びクリープ破断試験の破断絞り値は硬さの上昇に伴って減少し た. 硬さも,Fig・4-12の高温引張強さの場合と同様に,粒内強度との間に良好な相関 関係があると考えられる. したがって,クリープ破断試験においても,粒内強度の上昇が 破断絞り値を低下させる傾向を示しており,破断絞り値と硬さとの間の直線関係の傾きは二 つの試験法で差は認められなかった. この結果からも,SERT 試験はクリープ割れ感受 性の比較評価に有効であると考えられる. また,Fig・4-12及びFig・4-13はAl-B 処理を行った鋼及び行っていない鋼の結果を含んでいるが,Al-B処理の有無にかかわらず 同じ直線関係であらわされることが認められた.



Fig. 4-13 Relation between R.A. and hardness of simulated HAZ in SERT and creep rupture test of 1-1/4Cr-1/2Mo and 2-1/4Cr-1Mo steel

更に, Fig. 4-13の中には P量の低い 1  $\frac{1}{4}$  Cr  $-\frac{1}{2}$  Mo 鋼(鋼 A, P= 0.007%)に関す る結果も含んでいるが,鋼 Aの結果も他の鋼(P  $\Rightarrow$  0.015%)の結果と同じ直線関係であら わされており,この程度の P量の差はクリープ割れ感受性に影響を及ぼさないものと考えら れる. しかし,Sb を多く含む(0.040%)1  $\frac{1}{4}$  Cr  $-\frac{1}{2}$  Mo 鋼(鋼 I)は,同じ硬さで比 較すると Sb 量の少ない他の鋼(Sb  $\Rightarrow$  0.001%)より破断絞り値が低く,これは Sb の粒 界偏析による粒界ぜい化の影響によると考えられる.

**Fig.** 4-14 に再現 HAZの抽出レプリカ法による電子顕微鏡組織を示した. 1½Cr-½ Mo 鋼の粒内の炭化物の分布状況はC量の増加(0.10%から 0.15%) に伴い密になる. また,炭化物の形状は PWHT 温度の上昇(650℃から 710℃)により球状化,粗大化が進 むが,C量の増加に伴い球状化,粗大化の程度が少なくなる. したがって,C量の高い鋼 はこのような炭化物の密な分布により粒内強度が上昇したと考えられる. 2½Cr-1 Mo 鋼(鋼J,C=0.12%)は炭化物の分布状況がC量の低い 1½Cr-½ Mo 鋼(鋼A,C=



5µm

Fig. 4-14 Electron micrographs of simulated HAZ (carbon extraction replica)

0.10% あるいは鋼 B, C=0.13%) に類似しており,鋼 D(C=0.15%) に比べて粒内強 度が低いため,高い破断絞り値を示したと考えられる. また,粒界の炭化物は,PWHT 温度 710℃の場合で比較すると,C量の高い鋼 Dでは連続した形態になり,C量の低下に伴 って間隔が広くなる. 粒界の炭化物を核としたボイド生成に関する機構は明らかではない が,連続した炭化物の形態がボイドの生成,成長を容易にすることが考えられる.

以上のように, Cr-Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性は, HAZの硬さの上昇(粒内強度の上昇)による粒界へのひずみ集中の促進によって上昇すると考えられる. したがって, HAZ の析出硬化の抑制はクリープ割れの防止に有効と考えられる.

## 2-4. まとめ

本節では Cr-Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす析出硬化特性の影響を知るため、 クリープ割れ感受性が高いとされる1¼ Cr-½ Mo 鋼及びクリープ割れ感受性が低いとされ る2¼ Cr-1 Mo 鋼に関して化学組成(主に C量)及び PWHT 温度の影響を検討し,以下 の結果を得た.

- Cr Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性は、クリープ破断試験あるいはクリープ温度域
   (500~600℃)でのSERT 試験の破断絞り値で相対比較評価し得ると考えられる。
- (2) クリープ割れ感受性は、 PWHT 温度の上昇(650℃から710℃) により大きく低減
   し、C量の低下(0.16%から0.10%) によっても低減した。
- (3) クリープ割れ感受性は、粒内強度の上昇により増加する傾向を示した. これは、粒内 強度の上昇により粒界へのひずみ集中が促進され、粒界破壊が起こりやすくなった結果、 クリープ割れ感受性が増加させられたためであると考えられる.

以上の結果から、HAZの析出硬化の抑制はクリープ割れの防止に有効であると考えられ る. しかし、クリープ割れ感受性は、不純物元素の粒界偏析による粒界ぜい化により増加 することが示されており、本研究でもSb添加(0.040%)により増加した. 更にPは、 粒界へのMo-P化合物の析出により、粒界近傍のMo<sub>2</sub>Cを減少させてクリープ速度を上昇さ せることが示されており、粒界ぜい化以外の影響も考えられる. したがって、クリープ割 れ防止対策はこれら不純物元素の低減を同時に行うことにより、更に有効になると考えられ る. 第3節 AI-B処理による1¼Cr-½Mo鋼溶接部のクリープ割れ感受性の改善

## 3-1. まえがき

前節において,クリープ割れ感受性は PWHT 温度の上昇により大きく低減し,C量の低下によっても低減することを示した。 しかし、 $1\frac{1}{4}$  Cr  $-\frac{1}{2}$  Mo鋼は厚肉材(板厚約50 mm以上)で規格強度(常温引張強さ  $\geq 53$  kgf/md,常温降伏強さ  $\geq 32$  kgf/md)を満足することが難しいため、C量を規格上限に近い量とし(約0.15 ~ 0.17%),かつ Cu及び Ni を添加して焼入性を向上し、更に、PWHT条件を制限して(焼もどしパラメーター  $\leq 19.5$ ,例えば PWHT時間 10 h の場合 PWHT 温度 656 C以下)強度,靱性の低下を防止してきた経緯がある。 したがって、 $1\frac{1}{4}$  Cr  $-\frac{1}{2}$  Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性の改善を行うためには、C量を低下し、PWHT 温度を上昇しても鋼材の強度及び靱性を確保する手段が必要であり、この観点から、Al-B処理は有効な手段であると考えられる。

そこで、本節では Al-B処理による強度上昇効果を用いて、1<sup>1</sup>/<sub>4</sub> Cr - ½ Mo 鋼溶接部の クリープ割れ感受性を低減させることを検討した.

## 3-2. 実験方法

Table 4-2 に供試鋼の化学組成を示した. 供試鋼はAl-B処理を行った1¼Cr-½Mo 鋼(鋼 SA ~鋼 SF,鋼 SL ~鋼 SO,鋼 A~鋼 D)及びAl-B処理を行っていない  $1\frac{1}{4}$ Cr  $-\frac{1}{2}$ Mo鋼(鋼 SG ~鋼 SK,鋼 SP,鋼 SQ,鋼 E~鋼 H)において,主にC量を 変化させた(0.07 ~ 0.17%)鋼である. また,Cu及びNiを添加した鋼も供試鋼とし て用いた.

供試鋼は 200kg大気中高周波溶製を行った後,熱間圧延を行って板厚 50 mm とした. 鋼板の熱処理条件は 930  $^{\circ}$ C×1h 加熱後空冷の焼ならし処理及び 710  $^{\circ}$ C×8h 加熱後炉冷の PWHTとした. 更に,鋼C,鋼 F及び鋼 Hは,機械的特性に及ぼす板厚の影響を検討する ため,930  $^{\circ}$ C×1h 加熱後板厚 100,150 及び 200 mm相当の空冷の焼ならし処理(t $_{500}^{800}$ は それぞれ順に 7.3,5.3 及び 3.5  $^{\circ}$ C/mm) 及び 710  $^{\circ}$ C×8h 加熱後炉冷の PWHT を行った. 引張試験片 {6 mm  $^{\phi}$ ×30 mm  $^{l}$ (G.L.)}及びシャルピー衝撃試験片は板厚中心部,圧延方向よ り採取して試験に供した.

	С	Si	Mn	Р	S	Cu	Ni	Cr	Мо	sol.Al	В	N	0
SA	0.07	0.66	0.62	0.007	0.006	_	_	1.39	0.54	0.062	0.0005	0.0061	0.007
sc	0.13	0.58	0.57	0.007	0.005		_	1.32	0.50	0.063	0.0008	0.0062	0.006
SD	0.17	0.66	0.61	0.007	0.006	-	_	1.40	0.54	0.071	0.0003	0.0072	0.005
SE	0.11	0.64	0.59	0.007	0.005	—	—	1.33	0.43	0.058	0.0005	0.0077	0.004
SF	0.12	0.65	0.61	0.008	0.006		_	1.36	0.66	0.055	0.0009	0.0067	0.006
SG	0.10	0.62	0.59	0.007	0.009		—	1.37	0.52	0.030	0.0001	0.0083	0.010
SH	0.13	0.65	0.58	0.006	0.009	—	-	1.42	0.54	0.026	0.0001	0.0089	0.006
SI	0.16	0.66	0.62	0.008	0.011	-	_	1.40	0.54	0.025	0.0001	0.0051	0.010
SJ	0.12	0.63	0.60	0.008	0.010	0.19	0.29	1.39	0.56	0.025	0.0003	0.0058	0.005
SK	0.14	0.66	0.60	0.007	0.011	0.20	0.31	1.43	0.55	0.034	0.0003	0.0067	0.006
SL	0.14	0.61	0.60	0.007	0.006	-	-	1.32	0.46	0.042	0.0007	0.0062	0.005
SM	0.14	0.65	0.59	0.009	0.006	_		1.39	0.63	0.051	0.0008	0.0093	0.007
SN	0.14	0.65	0.61	0.002	0.007	_		1.39	0.55	0.066	0.0007	0.0072	0.009
SO	0.14	0.66	0.61	0.021	0.007	_	—	1.39	0.55	0.066	0.0009	0.0066	0.005
SP	0.13	0.66	0.61	0.003	0.007	—	-	1.40	0.55	0.025	0.0001	0.0069	0.005
SQ	0.13	0.62	0.60	0.021	0.011	_	—	1.35	0.51	0.021	0.0002	0.0076	0.005
Α	0.10	0.64	0.60	0.007	0.006	—	-	1.38	0.53	0.040	0.0004	0.0069	0.005
В	0.13	0.62	0.51	0.014	0.008		Ι	1.28	0.56	0.050	0.0006	0.0084	0.007
С	0.15	0.65	0.62	0.015	0.009	-	—	1.44	0.61	0.057	0.0004	0.0094	0.005
D	0.15	0.64	0.60	0.015	0.009	0.15	0.27	1.38	0.60	0.058	0.0005	0.0099	0.006
Ε	0.14	0.62	0.50	0.014	0.008	—	1	1.28	0.56	0.035	0.0001	0.0095	0.008
F	0.15	0.65	0.63	0.014	0.008	-	—	1.38	0.59	0.026	0.0001	0.0105	0.004
н	0.15	0.65	0.61	0.015	0.008	0.15	0.27	1.37	0.60	0.030	0.0002	0.0102	0.006

Table 4-2 Chemical compositions of materials used (wt %)

3-3. 1<sup>1</sup>/<sub>4</sub> Cr - ½ Mo 鋼の機械的特性に及ぼす AI-B 処理,C 量及び Cu,Ni 添加の影響 Fig.4-15 に板厚 50 mm の1<sup>1</sup>/<sub>4</sub> Cr - ½ Mo 鋼の常温強度及び靱性に及ぼす C量,Cu,Ni 添加及び AI-B 処理の影響を示した。Al-B 処理を行った鋼(sol.Al=0.040~0.071 %,B=3~9 Pm,OP)は AI-B 処理を行っていない鋼(sol.Al=0.021~0.030%, B=1~2 Pm,◆PI)に比べて強度が高く,Cu,Ni添加を行った鋼(▲PI)は Al-B 処理 鋼と同等の強度が得られた。また,規格引張強さ(TS≥53kgf/md)を満足するために必 要な C量は,Al-B 処理鋼では 0.10% 以上,Al-B 処理を行っていない鋼では 0.15% 以 上であった。一方,靱性は C量の減少に伴い向上し,Cu,Ni添加及び Al-B 処理の影響 は認められなかった。

Fig. 4-16 に鋼C,鋼F及び鋼Hの常温引張特性に及ぼす板厚の影響を示した. これ らの鋼のC量はすべて 0.15% で同一である. 3鋼種共に,引張強さ及び降伏強さは板厚



Fig. 4-15 Effect of C, Cu, Ni, sol.Al and B content on tensile properties and toughness of 1-1/4Cr-1/2Mo steel

の増加( $t_{500}^{800}$ の減少)に伴って低下した。 特に, Al-B処理を行っていない鋼 F(sol.Al =0.026%, B=1m)の降伏強さは板厚の増加に伴って大きく低下し,板厚 100mmを超え ると規格( $YP \ge 32 \log f/md$ )を満足しなかった。 また, Al-B処理鋼及びCu, Ni添加鋼 は板厚 200mmまで規格強度を満足するが。Cu, Ni添加鋼は板厚の増加に伴う強度の低下が 大きく,板厚の増加に伴って焼もどしパラメータが増加(PWHT時間が増加)した場合, 規格強度を満足しないことが考えられる。 このように, Al-B処理は厚肉材の板厚中心部 でも良好な焼入性が得られることが認められた。



tensile properties at room temperature of 1-1/4Cr-1/2Mo steel

Fig. 4-17 に前節で得られた再現 HAZの 550℃の引張強さ(TS of simulated HAZ at 550℃) と母材の常温引張強さ(TS of base metal at RT) との関係を示 した. Al-B処理を行った鋼(●, ○, ●, -〇-印) は, Al-B処理を行っていない鋼(▲, △, ▲, △印)に比べて,同じ再現 HAZの引張強さで比較すると,母材の引張強さが高い. この結果から, Al-B処理は母材の強度を大きく上昇させるが, HAZの強度をあまり上昇 させないことが考えられる. 逆に,母材が規格引張強さ(TS  $\geq$  53kgf/md) を満足すると, HAZの引張強さは, Al-B処理鋼が約 39kgf/md 以上, Al-B処理を行っていない鋼が約 48kgf/md となる。 このことは, Al-B処理は,母材の機械的特性を損うことなくHAZ の引張強さあるいは硬さを低減し得ることを示しており,クリープ割れ感受性の低減に有効 であると考えられる.

Fig.4-18 に1¼Cr-½Mo鋼溶接部におけるクリープ割れの発生状況を模式化して示



Fig. 4-17 Relation between tensile strength of base metal at room temperature and tensile strength of simulated HAZ at  $550^{\circ}$ C of 1-1/4Cr-1/2Mo steel

した。 Fig. 4-18 の(a) は従来の 1 ½ Cr - ½ Mo 鋼の例である。 従来の 1 ½ Cr - ½ Mo 鋼は母材がフェライト+ベイナイト組織であり,引張強さあるいは硬さが低く(約 Hv 160), 規格強度を満足するためには PWHT 温度の制限(例えば 675 ℃以下)が必要であった。 その結果, HAZ は硬さが高く(例えば, Hv 250 以上), 粒内強度が高くなるため粒界へ のひずみ集中が促進され, クリープ割れが発生しやすい状況であったと考えられる。 一方, Fig. 4-18 の(b)は Al-B処理 1 ½ Cr - ½ Mo 鋼の例である。 Al-B処理 1 ½ Cr - ½ Mo 鋼は母材が Bによる焼入性向上効果によりベイナイト組織となって硬さが高く, PWHT 温 度が高くても(例えば 700 ℃以上)規格強度を満足する(そのときの硬さは約 Hv 180). しかし, HAZ は PWHT 温度が高いために硬さが低く(例えば Hv 220 以下), クリープ 割れ感受性が低減されるものと考えられる。



Fig. 4-18 Schematic illustration for initiation of creep cracking

3-4. まとめ

本節では Al-B処理による 1 ½ Cr - ½ Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性改善効果について検討し、以下の結果を得た。

- (1) Al-B処理は1¼Cr-½Mo鋼の強度上昇に有効であり、Al-B処理1¼Cr-½Mo鋼 は板厚が増加しても(50mmから200mm)高い強度が得られた。 これに対して、Cu、 Ni添加の1¼Cr-½Mo鋼は板厚50mmではAl-B処理1¼Cr-½Mo鋼と同等の強度 が得られるが、板厚が増加した場合、Al-B処理1¼Cr-½Mo鋼に比べて強度が低くなった。
- (2) Al-B処理は、1¼Cr-½Mo鋼において、母材の機械的特性を損うことなくHAZの 硬さを低下させ得るため、クリープ割れ感受性の改善に有効である.

B原子そのもののクリープ割れ感受性への影響は, Fig.4-12 あるいは Fig.4-13 に 示したように明らかにはならなかった. しかし, ½ Mo 鋼に関する報告では, Bがクリー <sup>67)</sup> プ破断延性を向上させることが示されており, B原子によるクリープ割れ感受性の改善も期 待できると考えられる.

-62-

#### 第4節 結 論

本章ではCr-Mo鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす析出硬化特性の影響及び溶接部の 軟化によるクリープ割れ感受性の改善を検討した.

本章で得られた主な結論は次のとおりである.

- (1) Cr Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性は、クリープ破断試験あるいはクリープ温度域
   (500~600℃)でのSERT 試験での破断絞り値で相対評価し得ると考えられる.
- (2) クリープ割れ感受性は、PWHT温度の上昇(650℃から710℃)により大きく低減し、
   C量の低下(0.16%から0.10%)によっても低減した.
- (3) クリープ割れ感受性は、粒内強度の上昇により増加する傾向を示した。これは、粒内強度の上昇により粒界へのひずみ集中が促進され、粒界破壊が起こりやすくなった結果、クリープ割れ感受性が高くなったためと考えられる。
- (4) Al-B処理は1¼Cr-½Mo鋼の強度上昇に有効であり、Al-B処理1¼Cr-½Mo鋼は 板厚が増加しても(50mmから200mm)高い強度が得られた. これに対して、Cu、Ni添 加の1¼Cr-½Mo鋼は、板厚50mmではAl-B処理1¼Cr-½Mo鋼と同等の強度が得ら れるが、板厚が増加した場合、Al-B処理1¼Cr-½Mo鋼に比べて強度が低くなった.
- (5) Al-B処理は、1¼Cr-½Mo鋼において、母材の機械的特性を損うことなくHAZの硬 さを低下させ得るため、クリープ割れ感受性の改善に有効である.

第5章 A1-B処理による2¼Cr-1Mo鋼の焼もどしぜい化感受性の改善

## 第1節緒 言

低合金圧力容器用鋼は高温長時間操業中に焼もどしぜい化による靱性劣化がおこることが知 6) 6れている. この原因は,結晶粒界への不純物元素(P,Sb,Sn,As)の偏析によることで 48) ほぼ意見の一致を見ている. また,最も焼もどしぜい化感受性の高い鋼種は 2½Cr-1Mo 鋼 及び 3Cr-1Mo 鋼とされている. 中でも 2½Cr-1Mo 鋼は,石油精製プラントの重油脱硫 装置などに広く実用化されていることから,焼もどしぜい化抑制の研究が多く行われている. 5) これらの研究によると,不純物元素の偏析を促進する元素は Si 及び Mn あるいは C, Cr 及び 0.5%以上の Mo が挙げられている.

これらの研究結果を基に、2<sup>1</sup>/<sub>4</sub>Cr-1Mo 鋼の実用鋼は粒界偏析元素の量及びSi 量の低減 (約 0.10%以下)により焼もどしぜい化を抑制している. しかし、Si 量の低減は強度低下 をもたらし、特に厚肉材の強度を大きく下げる. 低Si 化による強度低下を補う手段は焼な らし処理に代る水焼入れ処理が用いられている<sup>47)</sup> 、熱間加工を行って用いられる鋼板は焼なら し処理後空冷の状態で強度を確保することが望ましい.

第2章で, A1-B処理は24Cr-1Mo鋼の強度上昇に有効であることが明らかになった. また, A1-B処理24Cr-1Mo鋼は,低Si化(0.09%)を行っても,板厚150mm程度まで焼 ならし処理で常温の規格強度を満足することが認められた.

しかし, 圧力容器は運転温度の許容応力で設計されることがある. 例えば, 2¼Cr-1Mo 鋼は,最も多く使用される温度である 800°F(427°C)の ASME の許容応力の 4倍の値(427 °Cの引張強さ $\geq$  47.5kgf/md)を満足するためには,常温の引張強さは 59kgf/md以上必要で あるとされている. Fig. 2-10に見られたように,低 Si(0.09%)2¼Cr-1Mo鋼は Al-B 処理を行っても,常温引張強さを 59kgf/md以上とすることは難しい. これに対して, Mn は 2¼Cr-1Mo 鋼の焼もどしぜい化感受性に対して Si と同等の影響を及ぼすとされているが, 2¼Cr-1Mo 鋼の機械的特性に対する影響が明らかではなかった.

そこで、本章では A1-B処理による強度上昇効果を用い、 Mn 量の低減によって 2¼Cr-1Mo 鋼の焼もどしぜい化感受性を低減させることを検討した.

### 第2節 実験方法

Table 5-1に供試鋼の化学組成を示した. 供試鋼はA1-B処理を行った 2%Cr-1Mo 鋼 (鋼 C~鋼 I)において Si 量(0.07~0.44%) 及び Mn 量(0.34~0.54%)を変化させた鋼 及び, A1-B処理を行っていない 2%Cr-1Mo 鋼(鋼 A, 鋼 B)において Si 量(0.08~0.42%)を変化させた鋼である. 2%Cr-1Mo 鋼の焼もどしぜい化感受性は J-factor  $\{=(Si + Mn) \times (P+Sn) \times 10^4\}$ で評価できることが示されている. 本実験の供試鋼は, Sn 量 がすべて 0.001%以下と少なく,焼もどしぜい化感受性に及ぼす Sn の影響は小さいと考えられる. そこで,焼もどしぜい化感受性は, J-factor を簡略化した J'  $\{=(Si + Mn) \times P \times 10^4\}$ を用いて評価した. 供試鋼の J'を Table 5-1 に同時に示した.

供試鋼は、100kg大気中高周波溶製(鋼A~鋼E)及び50kg 真空中高周波溶製(鋼F~ 鋼I)を行った後,熱間圧延を行って板厚15mmとした. 鋼板の熱処理条件は、950℃×30 min 加熱後板厚 50,100及び200mm相当の空冷の焼ならし処理( $t_{500}^{800}$ はそれぞれ順に15.8, 7.3 及び 3.5℃/min)及び710℃×10h 加熱後炉冷のPWHTとした. 再現HAZ は板厚15 mmで、1250℃×1min 加熱後油焼入れ(800~500℃の冷却時間が20s)のHAZ 再現処理及 び710℃×10h加熱炉冷のPWHTを行って再現した. 焼もどしぜい化特性は上記の熱処理  $^{18)}$ に加えてステップ・クーリング処理を行って評価した. Fig. 5-1にステップ・クーリング 処理の熱サイクルを示した. 引張試験片 { $8.5 \text{ mm}^{\phi} \times 50 \text{ mm}^{l}(G.L.)$ }及びシャルピー衝撃試験 片は板厚中心部,圧延方向より採取して試験に供した.

	С	Si	Mn	Р	S	Cu	Ni	Cr	Мо	sol.Al	В	N	0	J'*
A	0.13	0.08	0.49	0.011	0.005	0.19	0.19	2.36	1.05	0.022	0.0001	0.0133	0.005	63
В	0.14	0.42	0.49	0.018	0.006	0.01	0.02	2.39	1.04	0.017	0.0002	0.0092	0.009	164
С	0.12	0.09	0.54	0.010	0.007	0.01	0.03	2.41	1.00	0.036	0.0004	0.0122	0.005	63
D	0.12	0.24	0.51	0.009	0.006	0.01	0.02	2.39	1.03	0.052	0.0005	0.0101	0.010	68
E	0.14	0.44	0.53	0.012	0.007	0.01	0.02	2.39	1.05	0.027	0.0002	0.0095	0.006	116
F	0.13	0.07	0.51	0.012	0.004	0.01	0.01	2.29	1.00	0.045	0.0005	0.0109	0.001	70
G	0.14	0.24	0.52	0.012	0.004	0.01	0.01	2.38	1.02	0.063	0.0006	0.0112	0.001	91
н	0.13	0.07	0.34	0.012	0.004	0.01	0.01	2.38	1.02	0.054	0.0006	0.0094	0.002	49
I	0.14	0.24	0.35	0.013	0.004	0.01	0.01	2.40	1.04	0.063	0.0006	0.0099	0.002	77

Table 5-1 Chemical compositions of materials used (wt %)

\*  $J' = (Si + Mn) \times p \times 10^4$ 



Fig. 5-1 Heat cycles for step cooling treatment

第3節 AI-B 処理 2¼Cr-1Mo 鋼の機械的特性に及ぼすSi及びMn 量の影響

 Fig.5-2
 にA1-B処理2¼Cr-1Mo 鋼母材の常温強度及び靱性に及ぼすSi及びMn

 量の影響を示した。
 Si量の低減(0.24%から0.07%)は,Mn量が低い場合(約0.35%)

及び高い場合(約 0.52%)共に,強度を 低下(約 2~6kg f/md)させた. 一方, Mn量の低減(約 0.52%から約 0.35%) は、Si量が高い場合(0.24%),強度 をほとんど変化させず、Si量が低い場 合(0.07%),かえって強度を上昇(約 2kg f/md)させた. また,靱性に及ぼ すSi及びMn量の影響は少なかったが, Si量が 0.24%で板厚 100mm の場合, 靱性はMn量の低減に伴って若干劣化し た.

Fig.5-3に Fig.5-2の結果を含 めて Al-B 処理 2¼Cr-1Mo 鋼母材の



Fig. 5-2 Effect of Si and Mn content on mechanical properties of Al-B treated 2-1/4Cr-1Mo steel

常温強度及び靱性に及ぼす板厚の影響 を示した. 強度は板厚の影響をほと んど受けないが,鋼I(Si=0.24%, Mn=0.35%)は板厚200mmで強度低 下が認められた.また,靱性は板厚の 増加に伴って若干劣化する傾向を示し た. Fig.5-3からも,低Si 2¼Cr-1Mo鋼(鋼F及び鋼H,Si= 0.07%)はA1-B処理を行っても,常 温引張強さを59kgf/md以上とするた めには,2¼Cr-1Mo鋼のSi量を約 0.25%以上とし,A1-B処理を行う ことが必要であることが認められた.

Fig. 5-4に Al-B処理 2¼Cr1Mo 鋼母材の光学顕微鏡組織を示した。 組織はいずれも大部分がベイナイト組織であり、 Si及びMn 量による相異は認められなかった。 Si及びMn は、焼ならし時の焼入性向上に



Fig. 5-3	Effect of Si and Mn content on	L
	mechanical properties of A1-B	
	treated 2-1/4Cr-1Mo steel	
	(F : Si = 0.07%, Mn = 0.51%)	
	G : Si = $0.24\%$ , Mn = $0.52\%$ ,	
	H : Si = $0.07\%$ , Mn = $0.34\%$	
	I : Si = $0.24\%$ , Mn = $0.35\%$ )	

有効であるが、A1-B処理により焼入性を向上させた場合、本実験の範囲の変化では焼入性に 影響を及ぼさないものと考えられる。

また, Si 及び Mn は固溶硬化によって鋼の強度を上昇させることが知られており,本実験 の範囲では, Si 量の低減(0.24%から0.07%)による強度低下が顕著であったが, Mn 量 の低減(約0.52%から約0.35%)による強度低下は認められなかった. したがって,低 Si 化(約0.10%以下)は固溶硬化能の減少によって強度低下をもたらしたものと考えられる.

-67-


Fig. 5-4 Optical microstructures of Al-B treated 2-1/4CrlMo steel base metal (100 mm<sup>t</sup>, 950°C Normalizing+710°C x 10 h FC) (F : Si = 0.07%, Mn = 0.51% G : Si = 0.24%, Mn = 0.52% H : Si = 0.07%, Mn = 0.34% I : Si = 0.24%, Mn = 0.35%)

### 第4節 2¼Cr-1 Mo鋼の焼もどしぜい化感受性に及ぼすSi, Mn量及びAI-B処理の影響

Fig. 5-5 に 2¼Cr-1Mo鋼のステップ・クーリング処理による焼もどしぜい化量 { $\Delta v Trs = v Tr's($ ステップ・クーリング処理後) - v Trs(ステップ・クーリング処理前) と 記す } と J'との関係を示した. Fig. 5-5 の 再現 HAZ の結果は, 鋼 F ~ 鋼 I(Al-B 処理鋼)に関する値である.  $\Delta v Trs$ と J'との間には良好な相関関係が見られ,母材及び再現 HAZ共に、 $\Delta v Trs$ は J'の増加に伴って増加した. また、母材の $\Delta v Trs$ と J'との関係に 及ぼす Al-B処理の影響は認められなかった. Al-B処理は初析フェライトの 析出を抑制 し、ベイナイト組織とすることにより、Fig. 2-13 に示したように組織を若干微細化した. しかし、焼もどしぜい化感受性に及ぼす Al-B処理の影響が認められなかったことから、 こ の程度の粒径の差は焼もどしぜい化感受性に影響を及ぼさないと考えられる.



Fig. 5-5 Relation between J' and  $\Delta vTrs$  of base metal and simulated HAZ of 2-1/4Cr-1Mo steel

また,再現 HAZは,同一J'値で比較すると,母材に比べて焼もどしぜい化感受性が大きい ことが認められた. 焼もどしぜい化は不純物元素(P,Sn など)の粒界への偏析により粒界 ぜい化がもたされる現象であり,焼もどしぜい化した鋼のシャルピー衝撃試験時のぜい性破面 は粒界破面が認められる. 再現 HAZ(結晶粒径が約 500~700 µm)は母材(結晶粒径が約 20~30 µm)に比べて結晶粒径が大きく,単位体積当りの粒界の占める割合が大きいため,粒 界の不純物元素濃度が高くなりやすいことが,焼もどしぜい化感受性の高かった原因と考えら れる.

Fig. 5-6 に 24Cr-1Mo 鋼母材の焼もどしぜい化量( $\Delta v Trs$ )と常温引張強さとの関係 に及ぼす Si 量(0.09%以下と 0.24%以上との比較), Mn量(0.35%以下と 0.49%以上との 比較)及びA1-B処理の影響を示した. Si 量の低い鋼(0.09%以下, O,  $\Diamond$ ,  $\Delta$ 印)はSi 量の高い鋼(0.24%以上,  $\odot$ ,  $\blacklozenge$ ,  $\blacktriangle$ 印)に比べて焼もどしぜい化量が少ないが, 引張強さも 低い. また, Mn量がほぼ同じ場合(0.49~0.54%), 同一焼もどしぜい化量で比較すると A1-B処理を行った鋼(O,  $\odot$ 印)はA1-B処理を行っていない鋼( $\Delta$ ,  $\blacktriangle$ 印)に比べて引張 強さが高い. したがって, 同一引張強さを得る場合, A1-B処理鋼は焼もどしぜい化量が少 ないと言える. 更に, A1-B処理鋼において, Mn量の低い鋼(0.34~0.35%,  $\diamondsuit$ ,  $\diamondsuit$ 印) は Mn量の高い鋼(0.51~0.54%, O,  $\odot$ 印)に比べて同じ焼もどしぜい化量の場合, 引張強 さが高い. 以上の結果から, 低 Mn 化(約 0.35%)とA1-B 処理を同時に行うことは, 引 張強さを低下させることなく焼もどしぜい化を抑制する方法として有効であることが認められ た.

Fig.5-7 に,以上の結果を基に, 0.010%のPを含有する 2½Cr-1Mo 鋼の焼もどしぜ い化量 ( $\Delta v Trs$ )及び常温引張強さに及ぼす Si, Mn量及び A1-B 処理の影響を模式化して 示した. A1-B処理を行っていない鋼は, Si 量を規格値上限(0.50%)としても常温引張 強さを 59kgf/md以上とすることが難しく, Si 量を 0.30%以上とすることにより,常温引張 強さの規格(53kgf/md以上)を満足するにすぎない. そして,この時の焼もどしぜい化量 は 20℃と大きい. これに対し, A1-B処理を行った鋼は常温引張強さに及ぼす Mn量の影 響が小さく, Si 量を約 0.17% 以上とすることにより, Mn量が約 0.30~0.60% の範囲で は常温引張強さが 59kgf/md以上となる. そして,この時の焼もどしぜい化量は,高 Mn 鋼 (0.50%)では約 13℃,低 Mn 鋼(0.35%)では約 5℃と小さい. 更に,低 Si (0.10% 以下)低 Mn(0.35%) A1-B処理 2¼Cr-1Mo 鋼は,常温引張強さの規格(53kgf/md以上 上)を満足し,焼もどしぜい化量を 0℃とし得るものと考えられる.



Fig. 5-6 Relation between  $\Delta vTrs$  and tensile strength of 2-1/4Cr-1Mo steel base metal



of Si and Mn content and Al-B treatment on tensile strength and AvTrs of 2-1/4Cr-1Mo steel

### 第5節 結 論

本章では A1-B処理と低 Mn 化とによる 2¼Cr-1Mo 鋼の焼もどしぜい化感受性の改善を検 討した.

本章で得られた主な結論は次のとおりである.

- A1-B処理 2¼Cr-1Mo鋼の強度は低 Si 化(約 0.10%以下)によって低下したが、 低 Mn化(約 0.40%以下)による低下は認められなかった。
- (2) 2¼Cr-1Mo鋼の焼もどしぜい化感受性は、J'の減少に伴い低下した. また、A1-B処 理の有無による焼もどしぜい化感受性の差は認められなかった.
- (3) A1-B処理低Mn (約0.40%以下)2¼Cr-1Mo鋼は強度を低下することなく焼もど しぜい化感受性を改善し得る鋼であることが認められた.

最近,焼もどしぜい化による靱性劣化は水素ぜい化感受性を上昇させることが指適されつつ 68)~70) ある. この現象は,低合金圧力容器用鋼の中でも 2¼Cr-1Mo 鋼及び 3Cr-1Mo 鋼におい 69),70) て顕著であるとされている. したがって,2¼Cr-1Mo 鋼あるいは3Cr-1Mo 鋼の焼もど しぜい化の抑制に対する要求は,ますます厳しくなることが予想される. Al-B 処理低 Mn2¼Cr-1Mo鋼はその要求に対しても,有効であると考えられる.

### 第6章 焼ならし型低合金圧力容器用鋼における

# A1-B処理による焼入性向上機構

#### 第1節緒 言

前章までの検討において、焼ならし型低合金圧力容器用鋼は、A1-B処理により焼入性が向上し、強度を上昇させることができることを明らかにした。 更に、A1-B処理を適用することにより、PMS鋼の溶接低温割れ感受性の低減、1¼Cr-½Mo鋼溶接部のクリープ割れ感受性の低減及び2¼Cr-1Mo鋼の焼もどしぜい化感受性の低減を行い得ることを明らかにした。

これらの検討結果において,焼ならし程度の遅い冷却速度では,sol.A1量が多くA1によるN固定効果が十分と考えられる鋼は,B量が2回でもBによる焼入性向上効果が認められた. 56),57),71) この値は焼入れ焼もどし型高張力鋼の焼入性向上に必要とされているB量の下限値(10回) よりも少なかった.また,焼ならし型低合金圧力容器用鋼は,A1-B処理により母材の強度 が上昇するが,HAZの強度がほとんど上昇しないことが認められた.このように,微量の Bを用いたA1-B処理により,焼ならし低合金圧力容器用鋼の溶接性に関する課題を解決し得 ることを明らかにしたが,A1-B処理による焼入性向上効果を得るための条件に関する検討は +分とは言えない.

そこで、本章では焼ならし型低合金圧力容器用鋼において、Al-B処理による焼入性向上効果を得るための条件を検討した。 更に、焼ならし型低合金圧力容器用鋼のHAZの変態特性に及ぼすAl-B処理の影響及び焼ならし鋼における微量Bによる焼入性向上機構について考察した。

### 第2節 焼ならし型低合金圧力容器用鋼においてAI-B処理による焼入性向上効果を得るための条件

A1-B処理による焼入性向上効果を得るためには、鋼中のNをA1と結合させてBがNと結合することを防止する必要があることは広く知られている。 したがって、焼入性向上に必要な sol.A1及びB量の範囲に対して、N量が影響を及ぼすものと考えられる。

本節では前章までの結果を基に、焼ならし型低合金圧力容器用鋼のAl-B処理による焼入性向上に必要な sol.Al及びB量に及ぼすN量の影響を検討した。

#### 2-1. 検討方法

前章までに得られた機械的特性の結果を用いて,焼ならし型低合金圧力容器用鋼のA1-B 処理による焼入性向上効果の有無を判定した.

**PMS鋼については、Table 2-1、Table 3-1**及びTable 3-2の供試鋼の中で、 Mo量が 0.19~0.26%の鋼に関する結果を用いた. また、用いた結果は、試験条件が第 2章及び第 3章に示した中で、鋼板の板厚が 50mmまたは 50mm相当,熱処理条件が 920℃ ×1h加熱後空冷の焼ならし処理及び 620℃×2h加熱後空冷の焼もどし処理(Table 2-1 の鋼)または 900℃×1h加熱後空冷の焼ならし処理及び 620℃×2h加熱後空冷の焼もど し処理(Table 3-1及びTable 3-2の鋼)に関するものである. PMS鋼の強度に 及ぼす Mo量の影響が大きい結果を得ているため(Fig.3-4及びFig.3-5),Al-B処理 による焼入性向上効果の有無を明確にする目的で、板厚 50mmのときの強度に及ぼす Mo量 の影響が少ない範囲である Mo=0.19~0.26%の鋼の結果を用いた(Fig.3-4及びFig. 3-5).

1½Cr-½Mo 鋼については, Table 4-2 の供試鋼の中で, Cu 及びNi を添加して いない鋼に関する結果を用いた. また,用いた結果は,試験条件が第4章に示した中で, 鋼板の板厚が50mm,熱処理条件が930℃×1h加熱後空冷の焼ならし処理及び710℃×8h 加熱後炉冷の PWHTに関するものである. 1½Cr-½Mo 鋼の強度が,Al-B処理あ るいはCu及びNi の添加により上昇し,板厚50mmではAl-B処理とCu 及びNi の添加 とによる上昇効果がほぼ同じである結果を得ているため(Fig.4-15),Al-B 処理によ る焼入性向上効果の有無を明らかにする目的で,Cu 及びNi を添加していない鋼の結果を 用いた.

 $2\frac{4}{4}$ Cr-1Mo鋼については, Table 2-3, Table 5-1 及びTable 6-1 の供試 鋼に関する結果を用いた. この中で, Table 2-3 及びTable 5-1 の供試鋼に関す る結果は, 試験条件が第2章及び第5章に示した中で, 鋼板の板厚が150mm相当または 200mm相当, 熱処理条件が950℃×30mm 加熱後空冷の焼ならし処理及び710℃×10h 加熱後炉冷のPWHTに関するものである. また, Table 6-1 の供試鋼は50㎏真空 中高周波溶製を行った後, 熱間圧延を行って板厚15mmとした. Table 6-1 の供試鋼 の熱処理条件は, Table 2-3 及びTable 5-1 の供試鋼と同様に, 950℃×30mm 加 熱後板厚150mm相当の空冷の焼ならし処理( $t_{500}^{800} = 5.3$ ℃/mm)及び710℃×10h 加熱

-74-

	С	Si	Mn	Р	S	Cu	Ni	Cr	Мо	sol.Al	В	N	0
K1	0.15	0.06	0.48	0.002	0.006	0.01	0.02	2.38	1.03	0.019	0.0003	0.0031	0.003
K2	0.16	0.06	0.47	0.002	0.006	0.01	0.02	2.41	1.04	0.019	0.0005	0.0034	0.003
К3	0.15	0.05	0.47	0.003	0.007	0.01	0.02	2.38	1.03	0.027	0.0004	0.0042	0.003
К4	0.15	0.05	0.47	0.002	0.006	0.01	0.02	2.41	1.05	0.026	0.0007	0.0045	0.003
К5	0.15	0.06	0.48	0.002	0.006	0.01	0.02	2.44	1.06	0.007	0.0005	0.0029	0.004
K6	0.15	0.05	0.47	0.003	0.006	0.01	0.02	2.42	1.05	ð.012	0.0003	0,0042	0.003
K7	0.15	0.05	0.46	0.003	0.006	0.01	0.02	2.38	1.03	0.015	0.0006	0.0042	0.003
K8	0.16	0.06	0.47	0.003	0.006	0.01	0.02	2.36	1.03	0.010	0.0004	0.0033	0.004

Table 6-1 Chemical compositions of materials used (wt %)

後炉冷の PWHTである. 引張試験片 {8.5 ml<sup>0</sup>×50 mm<sup>l</sup>(G.L.)} 及びシャルピー衝撃 試験片は板厚中心部, 圧延方向より採取して試験に供した.

# 2-2. 焼ならし型低合金圧力容器用鋼のAI-B処理による焼入性向上効果に及ぼす sol。AI 及びB量の影響

焼ならし型低合金圧力容器用鋼のA1-B処理による焼入性向上効果は, Fig.2-5, Fig.2-10あるいはFig.3-2に示したように,引張強さよりも降伏強さの上昇として顕 著に認められたため,降伏強さを用いてA1-B処理による焼入性向上効果の有無を判定した.

Fig.6-1に PMS鋼の常温降伏強さと P<sub>CM</sub>との関係を示した. 降伏強さは P<sub>CM</sub>の増加 に伴って上昇したが,明確に 2本の直線関係で区別されることが認められた. すなわち, ●印及び◆印の鋼に比べて,○印及び◇印の鋼が著しく降伏強さが高いことが認められたた め,これらの鋼(○印及び◇印)をA1-B処理による焼入性向上効果が認められた PMS鋼 と判定した.

Fig.6-2に1¼Cr-½Mo鋼の常温降伏強さとC量との関係を示した. 降伏強さはC 量の増加に伴って上昇したが、明確に2本の曲線関係で区別されることが認められた. す なわち、●印の鋼に比べて○印の鋼が著しく降伏強さが高いことが認められたため、これらの 鋼(○印の鋼)をA1-B処理による焼入性向上効果が認められた1¼Cr-½Mo鋼と判定し た.

Fig.6-3に2¼Cr-1Mo鋼の常温降伏強さとC量との関係を示した。
 Fig.5-2に示したように、2¼Cr-1Mo鋼の降伏強さはSi 量の低下(0.24% から 0.07%)により大きく低下した。
 Fig.6-3の結果は、Si 量が 0.05~0.44% の鋼に関するものである

ため,降伏強さとC量との相関関係は明らかではなかったが,降伏強さが明確に二つの集団 に区別されることが認められた。 すなわち,●印の鋼に比べて○印及び◇印の鋼が著しく 降伏強さが高いことが認められたため,これらの鋼(○印及び◇印の鋼)をA1-B処理によ る焼入性向上効果が認められた 2¼Cr-1Mo 鋼と判定した.

以上の結果をまとめて, Fig.6-4に焼ならし型低合金圧力容器用鋼のA1-B処理による 焼入性向上効果に及ぼす sol.Al及びB量の影響を示した. A1-B処理による焼入性向上 効果を得るために必要なB量の下限値は,Nを固定するために必要と考えられる sol.Al量 が添加された場合,2mであることが認められた. また,B量が2m以上の場合,A1-B 処理による焼入性向上効果を得るために必要な sol.Al量の下限値は,本実験のN量の範囲 (29~133m) では,PMS鋼及び1¼Cr-½Mo鋼で約0.04%,2¼Cr-1Mo鋼で約 0.02% であることが認められた. Fig.6-4で,A1-B処理による焼入性向上に必要な sol.Al及びB量の下限値は直線で示したが,B量を2mで一定としたのに対し,sol.Al 量をB量の増加に伴ってわずかに減少する傾向とした. この理由は次項に示した. 更に, Fig.6-4に示した結果は,N量が29~133mの鋼に関するものであるが,N量が変化し た場合,A1-B処理による焼入性向上に必要な sol.Al及びB量の下限値が変化することが 考えられる. この点に関しても次項で検討した.



Fig. 6-1 Relation between yield point at room temperature and P<sub>CM</sub> of PMS steel (Normalizing + Tempering)

-76-



Fif. 6-2 Relation between yield point at room temperature and C content of 1-1/4Cr-1/2Mo steel (PWHT : 710°C x 8 h FC)



Fig. 6-3 Relation between yield point at room temperature and C content of 2-1/4Cr-1Mo steel (PWHT : 710°C x 8 h FC)



Fig. 6-4 Effect of sol.Al and B content on hardenability of normalized pressure vessel steels

# 2-3. 焼ならし型低合金圧力容器用鋼のAI-B処理による焼入性向上に必要な sol。AI 及び B量に及ぼすN量の影響

Fig.6-4で,焼ならし型低合金圧力容器用鋼のAl-B処理による焼入性向上効果を得る ために必要なB量の下限値は2mであることが認められた. そこで,Fig.6-5に,B量 が2m以上の鋼に関して,Al-B処理による焼入性向上効果に及ぼす sol.Al及びN量の影 響を示した. BとNの結合を防止して焼入性向上に必要な sol.B 量の下限値を確保する ために必要な sol.Al量の下限値は,N量の増加に伴って増加すると考えられる. このた め,Fig.6-5で,焼入性向上に必要な sol.Al量の下限値がN量の増加に伴って増加する ように,実験結果を基に境界線を設定した. また,境界線の傾きを決めた理由は後に示し た. ここで,PMS鋼及び 2½Cr-1Mo 鋼は境界線近傍の実験結果が多いためその境界 線の位置が比較的正確であると考えられるが、1¼Cr-½Mo鋼は境界線近傍の実験結果が 少ないためその境界線の位置が正確ではないと考えられ、2¼Cr-1Mo鋼の境界線側へ移 動することも考えられる、

A1-B処理による焼入性向上に必要な sol.A1及び B量に及ぼす N量の影響は,鋼中の sol.B 量を知ることによって定量的に求めることができると考えられる. そこで,A1 -B-N 間の析出平衡反応を基に,計算によって鋼中の sol.B 量を推定した. 計算方法 57),72)~76) は,溶解度積からオーステナイト中の sol.B 量を推定する方法を用いた. 計算にあたっ ては次の前提条件を設けた.

- (1) 焼入性向上に有効な B はオーステナイト中の sol.B である.
- (2) 焼ならし加熱時のオーステナイト中では AlN 及び BNの析出は熱力学的に平衡である.
- (3) Fe-Al-N系及びFe-B-N 系で独立に求められた溶解度積が、Fe-Al-B-N 系にも 適用できる。

57) これらの前提条件の中で,(2)及び(3)の前提条件は,その妥当性が示されている. これに 対して,(1)の前提条件は,厳密には,焼入性向上に有効なBはオーステナイト粒界に偏析し た sol.B である,とすべきであると考えられる. しかし,後で示すように,オーステナ イト中の sol.B 量とオーステナイト粒界に偏析する sol.B 量との間には良好な相関関係 があると考えられるため,オーステナイト中の sol.B 量で検討を行うことは十分意味があ ると考えられる. そこで,焼入れ焼もどし鋼に関する研究結果と比較する意味でも,(1)の 前提条件は,焼入性向上に有効なBはオーステナイト中の sol.B である,とした.

また, Bの添加量が微量であることから, Bの分析値の誤差が, sol.B 量の計算値の誤 差を生ずることが考えられる. しかし, A1N が析出する組成範囲ではB量が相当に変動 しても, sol.B 量は大きくは変動しないことが示されている. A1-B処理が, 鋼中の N をA1 と結合させてA1N とし, Bが Nと結合することを防止して sol.B として存在させ ることを目的とした処理であること,及び計算誤差の少ない組成範囲とすることから, sol.B 量の計算は、A1N が析出する組成の鋼のみを対象に行った.

-79-

用いた計算式は以下のとおりである.

(2)77) (4)  $(A1)(N) = -\frac{7,400}{T} + 1.95$  .... 72)  $(B)(N) = -\frac{13,970}{T} + 5.24$  .....(5) ここで A1 : 鋼中の sol.A1 量(酸可溶 A1 の化学分析值, A1N を含む, %) B:鋼中のB量(化学分析値,%) N:鋼中のN量(ガス分析値,%) 〔A1〕: 焼ならし加熱時のオーステナイト中の sol Al 量の中で, Nと結合し ていない量(%) 〔B〕:焼ならし加熱時のオーステナイト中の sol.B 量(%) (N) : 焼ならし加熱時のオーステナイト中の sol.N 量(%) <AlN> : 焼ならし加熱時のオーステナイト中のAlN の析出量(%) <BN> :焼ならし加熱時のオーステナイト中のBNの析出量(%) (A1/A1N): A1N 中のA1 の原子量比(=0.658) (B/BN) : BN中のBの原子量比(=0.436)

(N/AlN): AlN 中のNの原子量比(=0.342)

(N/BN) : B N中の Nの原子量比(=0.564)

T:焼ならし加熱温度(K)

Fig.6-6 に PMS鋼 (Fig.6-1の鋼の中でAlN 析出組成の鋼)に関する計算結果 を, sol.B量の計算値(sol.B cal.)と sol.Al量との関係で整理して示した. 供試鋼 の B量及び N量が異なっているため多少のバラツキが見られるが, sol.B 量は sol.Al量 の増加に伴って増加する傾向が認められた. Fig.6-6の結果から, PMS鋼のAl-B処 理による焼入性向上効果を得るために必要な sol.B 量の下限値は,約 1.6~2.0 mと推定さ れた.

また、Fig.6-6に、B=2m,N=70mの鋼及びB=10m,N=70mの鋼を、焼ならし 加熱温度900℃でオーステナイト化したときのsol.B 量に及ぼすsol.Al量の影響を計 算で求めて示した. 計算結果に見られるように、例えば、焼入性向上に必要なsol.B 量 の下限値を1.6 mとすると、この値を確保するために必要なsol.Al量の下限値は、N量が 70 mの場合、B=2 mの鋼では約0.043%、B=10 mの鋼では約0.042% であった. すなわち、B量が2 mから10 mへ増加しても、焼入性向上に必要なsol.Al量の下限値は、 約0.001%しか低下しない結果となった. この結果を基に、Fig.6-4で、焼入性向上に 必要な sol.Al量の下限値がB量の増加に伴ってわずかに減少する境界線を設定した.

更に, Fig.6-6の計算結果から, B=2 mの鋼において, sol.B 量は sol.Al 量が約 0.043%のとき 1.6 mとなり, sol.Al 量が 0.043%を超えて増加することに伴って増加し た. したがって, 焼入性向上に必要な B量の下限値は, sol.Al 量の増加に伴って低下す るが, 必要な sol.B量の下限値が約 1.6~2.0 m であり, 現在の分析精度(B量は 1 m単位 で分析可能)から見て, 2 m以下とすることは実際には不可能であると考えられる. この 結果を基に, Fig.6-4で, 焼入性向上効果を得るために必要な B量の下限値は, sol.Al 量が焼入性向上に必要な下限値を上回る範囲では, 2 mで一定とする境界線を設定した.

Fig.6-7に1¼Cr-½Mo鋼(Fig.6-2の鋼の中でAlN 析出組成の鋼)に関する計算結果を, sol.B 量の計算値と sol.Al 量の関係で整理して示した. Fig.6-6と同様に,供試鋼のB量とN量が異なっているため少のバラツキが見られるが, sol.B量は sol.Al 量の増加に伴って増加する傾向が認められた. Fig.6-7の結果から, 1¼Cr-½Mo 鋼の焼入性向上効果を得るために必要な sol.B 量の下限値は約 1.6~2.0 mと推定された.

また、Fig.6-7に、B=2m,N=70mの鋼及びB=10m,N=70mの鋼を、焼ならし加 熱温度930℃でオーステナイト化したときの sol.B 量に及ぼす sol.A1量の影響を計算 で求めて示した. 計算結果に見られるように、例えば、焼入性向上に必要な sol.B 量の 下限値を1.6 mとすると、この値を確保するために必要な sol.A1量の下限値は、B=2 m の鋼では約0.032%、B=10mの鋼では約0.031%であった.

Fig.6-8に 2¼Cr-1Mo鋼(Fig.6-3の鋼の中でA1N 析出組成の鋼)に関する計算
結果を, sol.B 量の計算値と sol.Al 量の関係で整理して示した. Fig.6-6及び Fig.
6-7 と同様に,供試鋼のB量とN量が異なっているため多少のバラツキが見られるが,



enability of normalized pressure vessel steels

sol.B 量は sol.Al 量の増加に伴って増加する傾向が認められた。 Fig.6-8の結果から, 2<sup>1</sup>/<sub>4</sub>Cr - 1 Mo鋼の焼入性向上効果を得るために必要な sol.B 量の下限値は約 1.1~ 1.4 m と推定された.

また、Fig.6-8に、B=2m,N=70mの鋼及びB=10m,N=70mの鋼を、焼なら し加熱温度950℃でオーステナイト化したときのsol.B 量に及ぼすsol.Al量の影響を 計算で求めて示した. 計算結果に見られるように、例えば、焼入性向上に必要なsol.B 量の下限値を1.1mとすると、この値を確保するために必要なsol.Al量の下限値は、B= 2mの鋼では約0.015%、B=10mの鋼では約0.014%であった.

Fig.6-6, Fig.6-7及びFig.6-8 の比較から、例えばB=10m, N=70mの鋼の

場合, sol.B 量を 1.6 m以上とするために必要な sol.Al 量は PMS鋼で約 0.0 4 2%, 1¼Cr - ½Mo 鋼で約 0.0 3 1%, 2¼ Cr - 1 Mo鋼で約 0.0 2 4% であった. この差の原 因は,焼ならし加熱温度の差による Bと Nの溶解度積の差にあり,焼ならし加熱温度の上昇 に伴って, Bと Nの 溶解度積が増加するため {式(5)参照}と考えられる. 例えば, sol.Al = 0.0 3 0%, B=10m, N=70mの鋼の場合,焼ならし加熱温度が 9 50℃と最も高い 2¼Cr - 1 Mo鋼の sol.B 量が約 2.0 mと推定されるのに対し,焼ならし加熱温度が 9 00 ℃と最も低い PM S鋼の sol.B 量は約 1.1 mと推定された. したがって,一定の sol.B 量を得るために必要な sol.Al 量は,焼ならし加熱温度の高い鋼において少なかったと言え る.

このように、A1-B処理鋼の sol.B 量は、焼ならし加熱温度が900~950℃ の範囲では、焼ならし加熱温度の上昇に伴って増加することが認められた。 しかし、焼ならし加熱 温度の上昇がオーステナイト結晶粒の粗大化を招くことが広く知られており、結晶粒の粗大



Fig. 6-6 Relation between calculated sol.B content and analized sol.Al content of PMS steel



Fig. 6-7 Relation between calculated sol.B content and analized sol.Al content of 1-1/4Cr-1/2Mo steel



Fig. 6-8 Relation between calculated sol.B content and analized sol.Al content of 2-1/4CrlMo steel

化は靱性の低下をもたらすため望ましくない. Fig.2-1で認められたように, PMS鋼 はA1-B処理により著しく強度が上昇するが,強度の上昇に伴い靱性が低下した. したが って, PMS鋼にA1-B処理を適用する場合,靱性を確保するためには, Fig.3-8に示し たように Cr,Mo の複合添加を行って組織改善を図ると共に,焼ならし加熱温度を低下させ て細粒化を図ることが望ましい. そこで, PMS鋼の製造における焼ならし加熱温度は, 従来の実験結果も参考にして, 900℃~920℃ とした.

これに対し、24Cr - 1Mo鋼は PMS鋼に比べて焼入性の高い成分系であり、Fig. 2-3の(B)(オースデナイト化温度 920°C)と Fig.2-14(オーステナイト化温度 950°C)の CCT図の比較に見られるように、Al-B処理鋼におけるベイナイト生成温度が24Cr - 1Mo鋼の方が低かった. この結果、Al-B処理を行った場合、24Cr - 1Mo鋼は PMS 鋼に比べて、オーステナイト化温度が高いことにもかかわらず、光学顕微鏡組織のベイナイト 組織が細かく(Fig.2-13の鋼C及び鋼EとFig.2-2の鋼U84との比較)、靱性が

-84-

優れていたと考えられる {板厚50mmの場合, Fig.2-11の鋼 E(vTrs=-25~-30℃,  $vE_0 = 25 \sim 30 \text{ kg f·m}$ )とFig.2-1の〇印の鋼及びB量9mmの△印の鋼(vE<sub>0</sub>=3~10 kgf·m) との比較 }. そこで, 2¼Cr-1Mo鋼の製造における焼ならし加熱温度は,従来の実験 結果も参考にして, 930~950℃とした.

また、1<sup>1</sup>4Cr-<sup>1</sup>2Mo鋼は2<sup>1</sup>4Cr-1 Mo鋼に比べて焼入性の低い成分系であり、A1-B 処理を行った場合、靱性がやや低かったが {板厚50mmの場合、Fig.2-6の鋼A3(vE<sub>0</sub>  $\approx$ 17kgf・m)とFig.2-11の鋼C及び鋼E(vTrs=-25~-30℃,vE<sub>0</sub>=25~30kgf・m) との比較 }、PMS鋼より優れた靱性を示した. そこで、1<sup>1</sup>4Cr-<sup>1</sup>2Mo 鋼の製造に おける焼ならし加熱温度は、従来の実験結果も参考にして、925~950℃とし、高い靱性 を得る必要がある場合、925~930℃とした.

Fig.6-5で求めた、Al-B処理による焼入性向上効果に及ぼす sol.Al及びN量の影響 と、B = 2 mの鋼における sol.B 量の計算結果とを比較して Fig.6 - 9に示した. Fig. 6-9 では、Fig.6-5で境界線の位置が比較的正確であると考えられたPMS鋼及び24 Cr-1Mo鋼に関する結果を用いて比較した. 計算に用いた焼ならし加熱温度は, PMS 鋼では 9 0 0 ℃, 2 ¼C r − 1 M o 鋼では 9 5 0 ℃である. また, A l − B処理による焼入性向 上に必要な sol\_Al 量の下限値を求める目的で、 B 量は、実験結果で焼入性向上効果の得ら れた鋼の中で最も少ない値である2mを計算に用いた. PMS鋼では sol.B=1.6m,2¼ Cr-1Mo鋼では1.4 mとなる境界線が,実験結果の線に近い値を示した. 尚 Fig.6-5 に示した境界線の傾きを, Fig.6-9の計算の傾きと同一としており, この境界線が A1N の析出に基づいて決定されるものであるため、その傾きはNとA1の原子量比(0.52)とな っている. この結果から、BとNとの結合を防止して焼入性向上に必要な sol.B 量の下 限値を確保するために必要な sol Al 量の下限値は、N量の増加に伴って増加することが認 また,焼入性向上に必要な sol.B 量の下限値は, PMS鋼では約1.6 m, 24 められた. Cr-1Mo鋼では約1.4 mであることが認められ、この差の原因については次項で検討した.

Fig.6-9の結果を基に、焼ならし型低合金圧力容器用鋼のA1-B処理による焼入性向上 効果を得るための sol.Al 及びB量の範囲を設定した. これまでの検討結果から、 N量は焼入性向上に必要な sol.Al 及びB量の下限値に影響を及ぼすことが明らかとな ったが、現在の製鋼技術(転炉製鋼及び炉外精錬)では70m以下に管理することが容易で あるため、以後の検討では、70mを上限値とした. また、B量は、前述のように、実験

-85-

結果で焼入性向上効果の得られた鋼の中で最も少ない値が2mであったこと及び焼入性向上に 必要な sol.B 量の下限値が約 1.4~1.6mであったことから,以後の検討では,2mを下限 値とした. Fig.6-5あるいは Fig.6-9から,B=2m,N=70m の鋼において, Al-B処理による焼入性向上効果を得るために必要な sol.Al 量の下限値は、PMS 鋼では 0.043%,1<sup>1</sup>/4Cr-<sup>1</sup>/2 Mo 鋼では 0.040%,2<sup>1</sup>/4Cr-1 Mo鋼では 0.022% とした. た だし,前述のように,1<sup>1</sup>/4Cr-<sup>1</sup>/2 Mo 鋼では境界線近傍の実験結果が少ないため,必要な sol.Al 量の下限値は高く設定しており,若干低下させ得ると考えられる. また,1<sup>1</sup>/4Cr -<sup>1</sup>/2 Mo 鋼では,焼ならし加熱温度の上昇(930℃ から950℃へ上昇)により,必要な sol.Al 量の下限値を約 0.007% 低下し得ると考えられる(Fig.6-7と Fig.6-8との 比較).

以上のように, sol.A1及びB量の下限値を設定したが, sol.A1及びB量の上限値を設 定することも必要である。前述のように, 焼入れ焼もどし型80㎏f/ml 級高張力鋼に関 するA1-B処理の研究において, 過剰のA1(sol.A1>0.080%)は靱性を劣化させるとさ れている。また, その原因は, B無添加鋼では, 過剰のA1 が原因で生成する粗大なA1N が, 厚板圧延時に再固溶し難く, 焼入れ加熱時のオーステナイト粒の微細化に有効でないた めであるとされ, B添加鋼では, 過剰のA1 が原因で生成する過剰の sol.B(sol.B>7m) が, Boron constituent としてオーステナイト粒界に析出することによる靱性劣化の悪 影響が加わるためであるとされている。 焼入性向上に必要な sol.A1量の下限値を, 最も 高いPMS鋼で 0.043% としており, 現在の製鋼技術では sol.A1量を 0.043~0.080% の範囲に管理することが容易であるため, sol.A1量の上限値は 0.080% とした.

次に, Bについては,上述のように過剰のB(sol.B>7m)は靱性を劣化させるばかりで なく,焼入性も低下させることが示されている。そこで,これまでに設定した条件の中で, sol.B 量が最も高くなると考えられる条件(焼ならし加熱温度:950℃, sol.Al量: 0.080%)を用いて,N量が現場で製造し得る鋼の下限値と考えられる10mのときの,鋼中 の sol.B 量に及ぼすB量の影響を前述の(1)式~(5)式により計算して検討した。その結果, 鋼中の sol.B 量を7m以下とするためにはB量を26m以下とする必要があることが認め られた。したがって,焼入性向上に必要なB量の下限値を2mとしており,B量は2~ 26mに管理する必要がある。しかし,N量が更に低下した場合, sol,B 量が過剰にな ることが考えられ,現在の製鋼技術ではB量を2~10mに管理することが容易であること

-86-

から, B量の上限値は10 mとした.

以上の結果を基に、焼ならし型低合金圧力容器用鋼のPMS鋼、1¼Cr-1Mo鋼及び 2¼Cr-1Mo鋼でAl-B処理による焼入性向上効果を得るために必要で、かつ良好な靱性 の得られる sol.Al及びB量の範囲を設定してFig.6-10に示した. この範囲は、N量 が70㎜の鋼に関するものであり、鋼中のN量を低くした場合, sol.Al量の下限値は更に 低下する.



Fig. 6-9 Effect of analized sol.Al and N content on calculated sol.B content of PMS steel and 2-1/4Cr-1Mo steel (B = 2 ppm)



# 2-4. 焼ならし型低合金圧力容器用鋼のAI-B処理による焼入性向上に必要な sol。B 量に 及ぼす Cr 量の影響

Fig.6-6とFig.6-8 との比較あるいはFig.6-9に見られたように, 焼ならし型低 合金圧力容器用鋼の焼入性向上に必要な sol.B 量の下限値は, PMS鋼では約1.6 m,  $2\frac{4}{Cr-1}$  Mo鋼では 1.4 mであった。 このときの sol.B 量は, Al-B-N 間の析出平 衡反応を基に計算した値であり, 他の合金元素の影響を考慮しなかった。 そこで, この sol.B 量の差の原因を検討した。

PMS鋼と2¼Cr-1Mo鋼の合金元素の中で,両鋼種で含有量が大きく異なり,かつ窒 化物を形成する元素としてCrが考えられる。 Fig.6-11に, Cr,Al 及びBの窒化物 78) の標準生成自由エネルギーを示した。 Cr 窒化物の生成自由エネルギーはB及びAl の窒 化物生成自由エネルギーよりも小さく,Nとの結合力が弱いことがうかがわれる。 そこで, Al 及びBを添加しないMo 鋼及びCr-Mo 鋼を用いて,N固定に及ぼすCr の影響を検討 した。 Table 6-2 に供試鋼の化学組成を示した。 鋼 J ~鋼 Nは, Mo 量を約 0.5 0 % 一定 として Cr 量(0.01~5.04%)の影響を検討したものであり, 鋼 Oは比較のための  $2\frac{4}{4}$ Cr-1 Mo 鋼である。 供試鋼は 5 0 kg真空中高周波溶製を行った後,熱間圧延を行って板厚 5 0 mmとした。 鋼板の熱処理条件は, 950℃×30 mm 空冷の焼ならし処理及び 7 1 0℃×10 h 加熱後炉冷の PWH Tである。

Fig.6-12にNの分析値に及ぼすCr 量の影響を示した. Fig.6-12の分析値は, 全N量(以後 total N と記す)をガス分析法で求め,酸非溶N量(以後 insol.N と記す) を硫酸(6規定)による溶解残査法で求めた後, sol.N=total N-insol.Nとして計算 で求めた. sol.N 量はCr 量 1%未満では70~80 mと多いが,Cr 量が 1%を超える  $^{79)}$ と 20 m以下と著しく減少した. 木下らはCr 量 1%以上で insol.N (主にCrN)が生 成するとしており,Fig.6-12の結果の傾向と一致している. また,Mo 量が 0.5%と 1.0%での,sol.N 量の差は認められなかった.

以上のように、 Cr 量が 1%を超えて増加することに伴い、 sol.N 量が大きく低下した. しかし、 Fig.6-11に示したように、 Cr の窒化物生成自由エネルギーが、 A1 及び Bの 窒化物生成自由エネルギーより小さいことから、 A1 及び Bを含有した鋼では、 Cr による N固定効果は、 Fig.6-12の結果より小さいと考えられる. すなわち、 Fig.6-9で 2¼Cr-1Mo 鋼の焼入性向上に必要な sol.B 量の下限値が 1.4 mと求められたが、 実際 には Cr による sol.N 量の減少効果がわずかに加わって、焼入性向上に必要な sol.B 量 の下限値は 1.4 mより大きかったことが推定される. Cr が Nを固定して、 sol.N 量を 増加させる実験結果が、 A1 及び Bを含有した焼入れ焼もどし型 80 kgf/md 級高張力鋼に  $56^{30}$ 関する研究及び Ti を含有した炭素鋼に関する研究でも示されており、強力な窒化物形成元 素である A1、B あるいは Ti を含有した鋼においても Cr による N固定効果がわずかなが ら得られることは、十分可能であると考えられる.







Fig. 6-12 Relation between N content and Cr content of Mo and Cr-Mo steel

Table 6-2	Chemical	compositions	of	materials	used	(wt	%)	l
-----------	----------	--------------	----	-----------	------	-----	----	---

	с	Si	Mn	Р	S	Cr	Мо	so.1.A1	N	0
J	0.11	0.22	0.47	0.010	0.008	0.01	0.49	0.002	0.0097	0.001
к	0.11	0.22	0.45	0.010	0.007	0.50	0.50	0.001	0.0109	0.002
L	0.11	0.22	0.45	0.010	0.008	1.00	0.50	0.002	0.0078	0.002
М	0.11	0.23	0.48	0.009	0.008	2.22	0.49	0.002	0.0052	0.001
N	0.12	0.25	0.43	0.012	0.011	5.04	0.51	0.001	0.0071	0.001
0	0.12	0.25	0.45	0.005	0.009	2.19	0.98	0.002	0.0055	0.001

## 2-5. まとめ

本節では焼ならし型低合金圧力容器用鋼のA1-B処理による焼入性向上に必要な sol.Al 及びB量に及ぼすN量の影響を検討し、以下の結果を得た。

(1) 実験結果から求めた焼入性向上効果の有無の判定結果と、A1-B-N間の平衡析出反応 に基づき計算で求めた sol.B量の値とから求めた焼入性向上に必要な sol.B 量の下限値 は、 PMS鋼及び1<sup>1</sup>/<sub>4</sub>Cr - <sup>1</sup>/<sub>2</sub>Mo鋼では約1.6 m, 2<sup>1</sup>/<sub>4</sub>Cr - 1 Mo鋼では約1.4 mであった.

- (2) 焼入性向上に必要な sol.B 量の下限値を確保するために必要な sol.Al 量の下限値は、 N量の増加及びB量の低下に伴って上昇した. しかし、B量の影響が極めて小さく、例 えばN量が一定でB量が2 mから10 mへ増加しても、焼入性向上に必要な sol.Al 量の 下限値は、約 0.001% しか低下しないことが認められた。
- (3) 実験結果及び sol.B 量の計算結果から,焼入性向上に必要で,かつ良好な靱性が得られる sol.Al及びB量の範囲をN量が70m以下の場合について設定した. 焼入性向上に必要な B量の下限値は鋼種によらず2mとした. また,焼入性向上に必要な sol.Al 量の下限値は,鋼種によって異なり, B量が2mの場合, PMS鋼では 0.043%,1¼Cr -½Mo鋼では 0.040%, 2¼Cr - 1Mo鋼では 0.022%とした.
- (4) 焼入性向上に必要な sol.Al量の下限値が鋼種によって異なった原因は,主に焼ならし加熱温度の差にあり,焼ならし加熱温度の上昇に伴って, sol.B量が増加したためであると考えた。しかし,焼ならし加熱温度の上昇は,オーステナイト粒径の増加に伴う組織の粗大化により,靱性の劣化を招くと考えられる。そこで,靱性を考慮し,焼ならし加熱温度は、PMS鋼では920℃,1¼Cr-½Mo鋼及び2¼Cr-1Mo鋼では950℃を上限とした。

#### 第3節 焼ならし型低合金圧力容器用鋼溶接熱影響部の変態特性に及ぼすAI-B処理の影響

これまでの検討結果から,焼ならし型低合金圧力容器用鋼は,A1-B処理により,母材の焼 入性が向上することが明らかとなった。しかし,A1-B処理がHAZの焼入性も同様に向上 して硬化させた場合,本論文の目的である溶接性の改善効果は期待できないことになる。

HAZの焼入性に及ぼすAl-B処理の影響は、PMS鋼及び14Cr - 2Mo鋼に関する検討 により明らかにされている. すなわち、Fig.3-10に示したように、PMS鋼は同 $-P_{CM}$ 値で比較すると、Al-B処理により母材の強度が大きく上昇するが、HAZの溶接低温割れ感 受性は変化しなかった. HAZの溶接低温割れ感受性が、HAZの硬さと良好な相関関係が あることが知られており、溶接低温割れ感受性が変化しなかったことは、硬さが変化しなかっ たことをあらわしていると考えられる. したがって、Al-B処理は母材の強度の向上に寄与 するが、HAZを硬化させなかったと言える. 更に、Fig.4-17に示したように、14Cr - ½Mo鋼では同一HAZ強度で比較した場合,Al-B処理により母材の強度が大きく上昇した. したがって,1¼Cr-½Mo鋼においても,Al-B処理は母材の強度を上昇させたが, HAZの強度を上昇させなかったと考えられる. このように,実験結果からAl-B処理は HAZの焼入性にほとんど影響を及ぼさないことが認められた. このことを更に明確にする ため,HAZの変態特性に及ぼすAl-B処理の影響をCCT図によって検討した.

Fig.6-1 3にAl-B処理1½Cr - ½Mo 鋼の母材(オーステナイト化温度:950℃) 及びHAZ(オーステナイト化温度:1350℃)に相当するCCT図を示した. 供試鋼は 転炉溶製を行った後,熱間圧延を行って板厚75mmに仕上げたものである. 鋼板の熱処理条 件は,950℃で加熱後空冷の焼ならし処理及び710℃×5h 加熱後空冷の焼もどし処理であ る.

母材のCCT図 {Fig.6-13(a-1)} において、冷却曲線No 10の冷却速度( $t_{500}^{800}$ =3.7℃/mi) は、板厚200mmの焼ならし処理における板厚中心部の冷却速度( $t_{500}^{800}$ =3.5℃/mi) と ほぼ同等である。 したがって、Al-B処理1¼Cr-½Mo鋼は、板厚200mmの焼ならし処 理においても、初析フェライトの析出量が少なく、高い硬さ(Hv292) を示しており、良好 な焼入性を有していると言える。

一方, HAZのCCT図 {Fig.6-13(b-1)}において,冷却曲線Ma16は800~500 Cの冷却時間が19.5s( $t_{500}^{800}$ =923.1C/min) であり,板厚32mm以上,溶接入熱量35KJ/ cmのサブマージアーク溶接ボンド部の冷却時間(800~500Cの冷却時間が20S)とほぼ 同等である. また,このときの硬さはHv349であった. Bを添加していない14Cr-½Mo鋼(C=0.13%)の溶接ボンド部の硬さは,類似の冷却速度において,Hv335であり, A1-B処理14Cr-½Mo鋼(C=0.15%)に比べて,わずかに低かった. しかし,A1-B 処理14Cr-½Mo鋼の方がC量が0.02%高いことを考慮に入れると,HAZの焼入性に及 ぼすA1-B処理の影響はほとんどないと言える.

焼ならし処理及びHAZにおけるAl,B及びNの挙動を,焼入れ焼もどし鋼に関する研究結 55),56) 果から推定した模式図をそれぞれ, Fig.6-13(a-2)及びFig.6-13(b-2)に示した. 焼ならし加熱時(加熱温度950℃)においては,NがAlN として結合しているため,Bは sol.B としてオーステナイト粒界に,焼入性の向上に必要な量だけ偏析することによって焼 55),56) 入性を向上させる {Fig.6-13(a-1)}. これに対し,HAZ(最高到達温度1350℃) においては,AlN が再固溶してAl とNにわかれるため,BはNと結びついてBNとして析

-92-

Chemical compositions

С	Si	Mn	Р	S	Cr	Мо	sol.Al	В
0.15	0.54	0.59	0.010	0.004	1.34	0.51	0.059	0.0005

(wt %)

AC



(a-1) Base metal, Austenitized at 950°C for 30 min





Fig. 6-13 Continuous cooling transformation diagrams of Al-B treated 1-1/4Cr-1/2Mo steel for normalizing treatment (a) and for welding heat cycle (b).

55),56) 出する {Fig.6-13(b-2)}. この結果,焼入性向上に有効な sol.B 量が得られなくな るため, HAZはA1-B処理による変態特性の変化がほとんどなく,硬さが従来鋼と大差なか ったものと考えられる.

# 第4節 焼ならし型低合金圧力容器用鋼のAl−B処理による焼入性向上効果に及ぼす圧延加熱温

#### 度の影響

前節では焼ならし型低合金圧力容器用鋼HAZの変態特性は、Al-B処理の影響をほとんど 受けないことを示した. また,その原因として,1350℃ に加熱されたHAZでは,AlN が再固溶し,BはNと結合してBNとなって焼入性向上効果を失うことが考えられることを示 した. このような高温加熱により,Al-B処理による焼入性向上効果が失われることは,焼 入れ焼もどし鋼の焼入性に及ぼす圧延加熱温度の影響の検討において示されている. 焼なら し鋼においても,圧延加熱温度が高い場合,Al-B処理による焼入性向上効果が失われること が考えられる. そこで,Al-B処理焼ならし型低合金圧力容器用鋼の焼入性に及ぼす圧延加 熱温度の影響を検討した.

Table 6-3 に供試鋼の化学組成,実験方法及び得られた機械的特性をまとめて示した. 供試鋼はAl-B 処理低Si 2¼Cr - 1 Mo鋼であり,転炉溶製を行った後,熱間圧延を行っ て板厚150mmとしたものである.この鋼板を,更に2種類の温度(P1:1100℃,P2: 1220℃)に加熱した後,熱間圧延を行って板厚21mmとした.鋼板の熱処理条件は950℃ ×1h 加熱後,板厚150mm相当の空冷の焼ならし処理( $t_{500}^{800} = 5.3$ ℃/mi)及び710℃×10h 加熱後炉冷のPWHTである.鋼P1及び鋼P2の光学顕微鏡組織をFig.6-14に示した.

Steel P Chemical composition			Č Si Mn		Р	S		Cr	Мо	sol.A1	В		N
	(wt %)		.16 0.12 0.54 0.010 0.0						0.98	0.020	0.00	0.0009 0.	
Mark	lark Rolling		Heat treatment					YP gf/mm <sup>2</sup>	) (kį	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )		RA (%)	vTrs (°C)
P1	Heating at 1100°C 150 → 21 <sup>t</sup> (950°C) AC		950°C x 1h control-cooled							59.0	32.2	77.	1 -48
P2	P2 Heating at 1220°C 150 → 21 <sup>t</sup> (950°C) AC		corresponding to 150mm <sup>t</sup> + 700°C x 10h FC					29.2		53.7		75.	0 0

Table 6-3 Effect of rolling temperature on mechanical properties of A1-B treated 2-1/4Cr-1Mo steel



Fig. 6-14 Effect of rolling temperature on optical microstructure of A1-B treated 2-1/4Cr-1Mo steel (150 mm<sup>t</sup>, 950°C Normalizing + 700°C x 10 h FC)

鋼 P1(圧延加熱温度:1100℃)は,光学顕微鏡組織の大部分がベイナイト組織であり, Table 6-3 に示したように,常温引張特性及び靱性共に良好であった. これに対し,鋼 P2(圧延加熱温度:1220℃)は,フェライト+ベイナイト組織でフェライト組織の割合が 多く,常温の引張強さ,降伏強さ及び靱性が鋼 P1に比べて大幅に低下した.

以上のように、焼ならし鋼においても、A1-B処理により焼入性向上を図る場合、圧延加熱 温度はA1N が再固溶しない温度以下に保つことが必要であることが認められた. A1N の 平衡固溶温度は、前に示した(1)~(5)式を用いて計算によって求められる. しかし、計算で求 めたA1N の平衡固溶温度は、A1N の化学分析値から求めた平衡固溶温度より約50~150 ℃低いことが示されている. また、オーステナイト中のA1N の析出量の計算値は、高温側 (約1000~1200℃)では、A1N の析出量の分析値より低下することが示されている. したがって、約1000~1200℃ におけるオーステナイト中では、A1N の固溶は平衡状態 に達していないと考えられる. Table 6-3 の2¼Cr-1Mo鋼(鋼P, sol.A1=0.020 %、B=9m,N=68m)におけるA1N の平衡固溶温度の計算値は約985℃であった. し かし、鋼P1は圧延加熱温度が1100℃とA1N の平衡固溶温度より高温であるにもかかわら ず、高い強度と靱性が得られており、ベイナイト組織であった. 焼ならし型低合金圧力容器 用鋼においてA1-B処理による焼入性向上効果を得るために必要な sol.A1, B 及び N量の適 正範囲を Fig.6-10 に示したが、鋼 Pt sol.A1量が適正範囲の下限値よりわずかに低く、 N量が適正範囲の上限値に近い鋼であり,適正範囲内の組成では sol.N 量が最も多くなると 考えられる鋼である. この鋼において, 圧延加熱温度 1100℃ で良好な焼入性が得られた ことから, A1-B処理焼ならし型低合金圧力容器用鋼は圧延加熱温度 が 1100℃ 以下であれ ば,良好な焼入性が得られることが認められた.

また, 圧延加熱温度が高く, 焼入性が低下した A1-B処理鋼の焼入性回復処理についても検 討が行われており, 1000 °C ° 1 h加熱保持することにより焼入性が回復することが示されて <sup>56),85)</sup> いる. しかし, この焼入性回復処理の機構は,  $A1+BN \rightarrow A1N+B$ の反応により sol.B 量 が増加するとする説と, A1N の析出が完了した後に  $BN \rightarrow B+N$ の反応により sol.B 量が増 加するとする説があり, 明らかにはされていない.

このように、Al-B処理は適正な化学組成範囲(sol.Al,B及びN量), 圧延加熱温度及び 熱処理条件を組合せることによって初めて, 焼入性向上効果を発揮するものと言える。

#### 第5節 焼ならし鋼の微量Bによる焼入性向上機構

Fig.6-9に示したように, 焼ならし型低合金圧力容器用鋼の焼入性向上に必要な sol.B 量の下限値は,約1.4~1.6 mであると考えられる。 この値は,焼入れ焼もどし鋼の焼入性向 <sup>56),57),71)</sup> 上に必要とされる sol.B 量の下限値(約3m)よりも少なかった。 そこで,この差の原因 を知る目的で,焼ならし鋼の微量 Bによる焼入性向上機構について考察した。

 焼入性向上に有効なBは、固溶状態でオーステナイト粒界に偏析しているB原子であるとさ 56),57)
 れている。 粒界に偏析する溶質の原子濃度の温度依存性は、 McLean によりGibbs の吸 86)
 87)
 着式を基に求められ、次のように示されている。

 $Cd = \frac{C e^{Q/RT}}{1 + C e^{Q/RT}}$ (6) ここで Cd : 粒界の溶質原子濃度 (at %/100)

C : 平均溶質原子濃度 (at %/100)

Q :粒内及び粒界における溶質原子の歪エネルギーの差(cal/mole)

R : ガス定数(1.987 cal/mole・K)

T :温度(K)

オーステナイト粒界における Bの偏析量がこの式に従うとすると、この式は、温度の低下に

伴ってオーステナイト粒界のB量が増加することを示している。 ここで,更に厳密に焼入性 向上に有効なBを規定すると,変態開始温度直上において固溶状態でオーステナイト粒界に偏 析しているB原子が焼入性向上に有効である,と考えられる.

焼ならし鋼は焼ならし加熱温度からの冷却速度が遅いため(例えば板厚 50~200mm で t<sup>800</sup><sub>500</sub>=15.8~3.5℃/min),その冷却途中に温度の低下に伴ってオーステナイト粒界への Bの偏 析量が増加することが考えられる。 これに対し,焼入鋼は焼入れ加熱温度からの冷却速度が 速いため(t<sup>800</sup><sub>500</sub>は約 300℃/min 以上),その冷却途中にオーステナイト粒界への Bの偏析量 が変化する時間が少なく,焼入れ加熱温度におけるオーステナイト粒界の sol.B 量がほぼ焼 入性を決定すると考えられる。 そこで,焼ならし処理及び焼入れ処理の冷却途中の Bのオー ステナイト粒界への偏析挙動を考察した。

Bの粒界への偏析及び析出の速度に関する研究によると、1350℃ で固溶した B(鋼中の B量は5㎜)の等温保持中のオーステナイト粒界への偏析潜伏時間は、700℃で最も短かく 約10g であり,700℃よりも高い温度でも低い温度でも長くなるようなC曲線であらわさ れることが示されている。 本研究で用いた実験条件の中では,板厚50㎜の場合に焼ならし 加熱温度からの冷却速度が最も速くなる。そこで、板厚50mmの鋼板の板厚中心部における 焼ならし処理(t<sup>800</sup> = 15.8℃/min, Fig.2-9 及びFig.2-14参照)及び焼入れ処理 {t<sup>800</sup> 500 =600℃/mi,参考文献(90)参照}の冷却時の温度-時間線図と前述のBのオーステナイト 粒界への偏析潜伏時間のC曲線とを比較してFig.6-15に示した. 焼ならし及び焼入れ加 熱温度(900~950℃)における Bのオーステナイト粒界への偏析潜伏時間が約 130~450s であることから,焼ならし及び焼入れ加熱保持中(保持時間は30㎜)に Bはオーステナイト 粒界へ偏析すると考えられる. また,焼ならし処理と焼入れ処理とを比較すると,焼ならし 処理ではその冷却曲線がBの偏析潜伏時間曲線と交わっており、焼ならし加熱温度からフェラ イト変態開始温度(約780~800℃)までの冷却途中に, Bのオーステナイト粒界への偏析 量が増加することが十分考えられる. これに対し, 焼入れ処理ではその冷却曲線が Bの偏析 潜伏時間曲線と交わらず,焼入れ加熱温度からベイナイト変態開始温度(約580~600℃) までの冷却途中に, Bのオーステナイト粒界への偏析量がほとんど変化しないと考えられる.

このような温度の低下に伴うオーステナイト粒界のB量の増加の程度を定量的に検討する目的で、粒界のsol.B量を(6)式を用いて計算で求めた。(6)式の中で、Qの値は7mのBを含 を検索鋼に関して、粒界へのBの偏析量の実測値を基に求められた値(Q=9600cal/mole・K) を用いた。

Fig.6-16にオーステナイト化温度(900及び950℃)におけるオーステナイト中の sol.B 量と粒界の sol.B 量との関係の計算結果を示した.オーステナイト中の sol.B量と 粒界の sol.B量との関係は、それぞれの温度について直線であらわされることが認められた。この 結果は、あるオーステナイト化温度で、オーステナイト中の sol.B量が増加した場合、それに比例し て粒界の sol.B 量も増加することを示している. このことから、オーステナイト中の sol.B量の計算 {(1)~(5)式を用いて行った}において設けた(1)の前提条件(焼入性向上に有効な B はオーステナイト中の sol.B である)は、焼入性向上効果に及ぼす sol.Al,B 及びN量の 影響を比較検討するうえでは、十分意味のある仮定であったと考えられる.

Fig.6-17に、オーステナイト中の sol.B 量が 1.6及び 3 四のときの、粒界の sol.B 量と温度との関係を示した. 焼ならし鋼の焼入性向上に必要な sol.B量の下限値が約 1.6 四, 焼入れ鋼の焼入性向上に必要な sol.B 量の下限値が約 3 四と考えられることから、計算はこ れらの値を用いて行った. また、sol.B 量 1.6及び 3 四は、オーステナイト化温度(それ ぞれ、焼ならし加熱温度及び焼入れ加熱温度)である 9 5 0 ℃における値とした. オーステ ナイト中の sol.B 量は温度の低下に伴って減少することが、BとNとの溶解度積から予想さ れる. しかし、Fig.6-9に認められたように、焼ならし加熱温度が 9 5 0 ℃と高い 2 ½ Cr -1 Mo 鋼は、焼ならし加熱温度が 9 0 0 ℃と低い PMS鋼に比べて、同じ B及び N量で比較 すると、焼入性向上に必要な sol.Al 量の下限値が低かった. このことから、2 ½ Cr-1 Mo 鋼は焼ならし加熱温度(950℃)から 9 0 0 ℃までの冷却途中に sol。B 量がほとんど変化し なかったことを示していると考えられる. そこで、ここでは、オーステナイト化温度におけ るオーステナイト中の sol.B 量は、変態開始温度まで変化しないと仮定して計算を行った.

Fig.6-17に認められるように、例えば焼入れ鋼の焼入れ加熱温度(900~950℃)にお けるオーステナイト中の sol.B 量が 3 mmの場合、この焼入れ鋼のこの温度における粒界の sol.B 量は、約150~180 mm であった. これに対し、例えば焼ならし鋼の焼ならし加熱 温度(900~950℃)における sol.B 量が 1.6 mm の場合、この焼ならし鋼は、焼ならし加熱 温度における粒界の sol.B 量が約80~100 mm と低いが、フェライト変態開始温度(約800 ℃)直上でのオーステナイト粒界の sol.B 量が約140 mmと増加した. これらの計算結果か ら、焼入性向上に必要な粒界の sol.B 量の下限値は約140 mmと推定された.

以上のように、(6)式から求めた粒界の sol.B 量の比較からも、焼ならし鋼の焼入性が微量

のBにより向上した原因は、焼ならし加熱温度からフェライト変態開始温度までの冷却途中に オーステナイト粒界の sol.B 量が増加したためであると考えられる.

Fig.6-18に,以上の結果をまとめて焼ならし鋼(a)と焼入れ鋼(b)における B原子の分布状 態を模式図にして示した. 図中のFはフェライト, Bはベイナイト, Mはマルテンサイトの 組織であることをあらわしている. 焼入れ鋼は,焼入れ時の冷却速度が速いために,焼入れ 加熱温度からの冷却途中にオーステナイト粒界への Bの偏析量が変化する時間が少ない. こ のため,焼入れ鋼は焼ならし鋼よりも多量の B(例えば 20 m)を添加して,焼入れ加熱温度 において焼入性向上に必要なオーステナイト粒界の sol.B 量を確保することが必要である. これに対し,焼ならし鋼は,焼ならし加熱温度からフェライト変態開始温度までの冷却速度が 遅いため,その冷却途中に温度の低下に伴ってオーステナイト粒界への Bの偏析量が増加する. このため,焼ならし鋼は B量が微量(例えば 3 m)であっても,フェライト変態開始温度直上 でのオーステナイト粒界の sol.B 量が高くなり,焼入性が向上したと考えられる.



Fig. 6-15 Comparison between incubation time limit for isothermal grain boundary segregation of B atom and cooling curve for air cooling and water quenching in the center of 50mm thick plates



Fig. 6-16 Relation between sol.B content at grain boundary and sol.B content in matrix



Fig. 6-18 Schematic explanation of a small amount of B to be effective for normalizing treatment

#### 第6節結論

本章では焼ならし型低合金圧力容器用鋼において、Al-B処理による焼入性向上効果を得る ための条件を検討した。

本章で得られた主な結論は次のとおりである。

- (1) 実験結果から求めた焼入性向上効果の有無の判定結果と、Al-B-N 間の平衡析出反応に 基づき計算で求めた sol.B 量の値とから求めた焼入性向上に必要な sol.B 量の下限値は、 PMS鋼及び1¼Cr-½Mo鋼では約1.6 m, 2¼Cr-1Mo 鋼では約1.4 m であった。
- (2) 焼入性向上に必要な sol.B 量の下限値を確保するために必要な sol.Al量の下限値は, N量の増加及びB量の低下に伴って上昇した。しかし,B量の影響が極めて小さく,例えばN量が一定でB量が2mから10mへ増加しても焼入性向上に必要な sol.Al量の下限値は,約 0.001%しか低下しないことが認められた。
- (3) 実験結果及び sol.B 量の計算結果から,焼入性向上に必要で,かつ良好な靱性が得られる sol.Al 及び B量の範囲を N量が70 m以下の場合について設定した. 焼入性向上に必要な B量の下限値は鋼種によらず2 mとした. また,焼入性向上に必要な sol.Al 量の下限値は鋼種によって異なり, B量が2 mの場合, PMS鋼では 0.043%,1¼Cr ½Mo鋼 では 0.040%,2¼Cr-1Mo鋼では 0.022% とした.
- (4) 焼入性向上に必要な sol.Al 量の下限値が鋼種によって異なった原因は、主に焼ならし加熱温度の差にあり、焼ならし加熱温度の上昇に伴って、 sol.B 量が増加したためであると 考えた. しかし、焼ならし加熱温度の上昇は、オーステナイト粒径の増加に伴う組織の粗 大化により、靱性の劣化を招くと考えられる. そこで、靱性を考慮し、焼ならし加熱温度 は、PMS鋼では920℃、1¼Cr-½Mo鋼及び 2¼Cr-1 Mo鋼では 950℃を上限した.
- (5) HAZはAIN が再固溶する高温に加熱されるため, Bが sol.N と結合して BNとなっ て焼入性向上効果を失うことから,その変態特性に及ぼす Al-B処理の影響はほとんどない と考えられる.
- (6) A1-B処理による焼入性向上効果を得るためには、圧延加熱温度は、A1N が再固溶しない温度以下とすることが必要であり、本研究で設定した適正範囲の sol.A1,B 及びN量の鋼では1100℃以下とすることが必要であると考えられる。
- (7) 焼ならし鋼の焼入性向上に必要な sol. B 量の下限値は,焼入れ鋼の焼入性向上に必要とされる sol。B 量の下限値より低かった. この原因は,焼ならし鋼では焼ならし加熱温度か

らの冷却途中にオーステナイト粒界へのBの偏析量が増加するのに対し, 焼入れ鋼では焼な らし加熱温度からの冷却途中にオーステナイト粒界へのBの偏析量が増加する時間が少なく, 焼ならし加熱温度での粒界の sol.B 量が焼入性を決定するためであると考えられる.

# 第7章 A1-B処理低合金圧力容器用鋼の実用化の検討

#### 第1節 緒 言

前章までに示したように,低合金圧力容器用鋼は A1-B処理による焼入性向上効果を活用す ることにより、鋼材の機械的特性を損うことなく、溶接性あるいは焼もどしぜい性に関する課 題が解決されることを明らかにした.

本章ではこれらの改善効果を確認するため、Al-B処理 PMS鋼、1¼Cr-½Mo鋼及び 24Cr-1Mo鋼の現場製造材の特性を調査した。 更に、Al-B処理14Cr-2Mo鋼 及 び2¼Cr-1Mo鋼について圧力容器への適用例を示した.

#### 第2節 AI-B処理 PMS 鋼の現場製造材の特性

Table 7-1にAl-B処理PMS鋼の化学組成を示した, 供試鋼は,第3章の検討結果 に基づき,高い強度及び良好な靱性を得るためにCr(約0.40%)-Mo(約0.20%)系を基 本成分系とした. また、PMS35鋼は、PMS25鋼より高い強度を得るために PCMを増加 させることが少なく強度上昇に有効なNi及びVを添加した. 供試鋼は転炉溶製を行った後, 熱間圧延を行って板厚 100 mm (PMS 25 鋼)及び板厚 75 mm (PMS 35 鋼)とした. Table 7-2に鋼板の熱処理条件を示した. 引張試験片  $\{10 \text{ mm}^{\phi} \times 50 \text{ mm}^{l} (G.L.)\}$  及びシャルピ ー衝撃試験片は板厚¼位置,圧延直角方向より採取して試験に供した.

Table 7-1 Chemical compositions of Al-B treated PMS steel (wt %)

Stee1	С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr	Мо	۷	NÞ	sol.Al	В	N	Рсм*
PMS25	0.08	0.23	1.46	0.007	0.002	tr.	0.39	0.24	tr.	0.013	0.048	0.0006	0.0051	0.199
PMS35	0.09	0.25	1.52	0.008	0.005	0.17	0.46	0.20	0.03	0.019	0.046	0.0008	0.0036	0.220

\*  $P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{50} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$  (wt %)

Fig.7-1にPMS 25鋼及びPMS 35 鋼の焼な Table 7-2 Heat treating condi-らし+焼もどし処理後のシャルピー衝撃特性を示し た. PMS 35 鋼は、 PMS 25 鋼に比べて強度が 高いため靱性が劣るか,0℃の吸収エネルギーが 12kgf・m以上の良好な値を示した。

Fig. 7-2に PMS 25 鋼の機械的特性に 及ぼす

# tion of A1-B treated PMS steel

Stee1	Plate thickness	Normalizing	Tempering
PMS25	100mm	900°C → AC*	650°C → AC*
PMS35	75mm	900°C → AC*	620°C → AC*

#### \* AC ; Air cooling
PWHT条件の影響を示した. PMS 25鋼は焼もどしパラメータの増加に伴う強度の低下が 少なく,焼もどしパラメータが 18.5 (例えば PWHT温度が 600 ℃の場合, PWHT時間は 15h)まで規格強度(TS at RT  $\geq$  52 kgf/md, YP at RT  $\geq$  36 kgf/md, YP at 350  $\mathbb{C} \geq$  25 kgf/md)を十分満足した. また,靱性は焼もどしパラメータが 18.3を超えると劣化したが, 0 ℃の吸収エネルギーが 20 kgf・m 以上と良好であった.



treated PMS steel
(Normalized + Tempered)



Fig. 7-3に PMS 35鋼の機械的特性に及ぼす PWHT条件の影響を示した. PMS 35 鋼は焼もどしパラメータの増加に併う強度及び靱性の変化が少なく、焼もどしパラメータが 18.5まで規格強度(TS at RT  $\geq$  60 kg f/ml, YP at RT  $\geq$  44 kg f/ml, YP at 350 C  $\geq$  35 kg f/ml)を十分満足し、良好な靱性を示した.

A1-B処理 PMS 鋼のサブマージアーク溶接継手部特性は, Table 7-3 に示す条件を用い て検討した. 溶接継手部の引張試験片(JISZ 3121 1号)及びシャルピー衝撃試験片は 板厚 ¼位置より採取して試験に供した.



Fig. 7-3 Effect of PWHT condition on tensile properties and toughness of Al-B treated PMS35 steel

		PMS25	PMS35			
Edge preparation		30° 8R 5G 8R 4 5G 60 100 100 100 100 100 100 100	8R 17 60 8R 17 60 60 700 700 700 700 700 700			
Welding cu (A)	rrent	680	650			
Arc voltag	e (V)	35 35				
Travel spe (cm/mi	eđ n)	33	35			
Heat input (kJ/cm	)	43	39			
Preheating & interpass temperature		150°C	150°C			
Welding Wire		Correspond to AWS F7A6-EH14	Correspond to AWS F8A6-EG-A4			
material	Flux	Fused type	Fused type			
Post weld heat treatment		600°C x 7.5h FC*	600°C x 6.75h FC*			

Table 7-3 Welding condition

\*FC : Furnace cooling

Table 7-4に PMS25 鋼及び PMS35 鋼 の溶接継手部引張試験結果を示した。 両鋼共 に,引張強さは規格を十分満足しており,この ときの破断位置がすべて溶接金属部であったこ とから,A1-B処理 PMS鋼の母材及び HAZ は,規格の強度を十分満足することが確認され た.

Table 7-5に PMS 25 鋼及び PMS 35 鋼
のシャルピー衝撃試験結果を示した. 更に、
Fig. 7-4及び Fig. 7-5に、 PMS 25 鋼及
び PMS 35 鋼の溶接ボンド部及び溶接金属部
のシャルピー衝撃特性を示した. 両鋼共に、
溶接ボンド部の靱性は 0℃の吸収エネルギーが
5kgf・m 以上と良好であった。

Table 7-4 Tensile test results of welded joint of Al-B treated PMS steel

Steel	TS (kgf/mm²)	Fractured location	TS (kgf/mm <sup>2</sup> ) WES 3005 Specification		
DMC 2E	59.5	Weld metal	52 0. 66		
Phi320	59.5	Weld metal	52 % 00		
DMS35	66.1	Weld metal	60 0. 75		
PM535	66.2	Weld metal	00 10 75		

 Table 7-5 に PMS 25 鋼及び PMS 35 鋼 Table 7-5
 Charpy impact test results of welded joint of Al-B

 シャルピー衝撃試験結果を示した。更に、
 treated PMS steel

 $9) \sim 15)$ 

Stee1	Notch location	vTrs (°C)	vEo (kgf∙m)
	Weld metal	-22	7.9
PMS25	Welded bond	-31	9.5
	HAZ center	-56	20.0
PMS35	Weld metal	-12	11.1
	Welded bond	+ 1	6.1

Fig. 7-6に PMS 25 鋼及び PMS 35 鋼の斜め Y形溶接割れ試験法(試験片板厚 50 mm) による溶接低温割れ試験結果を示した. 溶接は,それぞれの鋼の強度に適合した溶接棒を用 いて,被覆アーク溶接法(溶接入熱量 17KJ/cm)で行った. PMS 25 鋼( $P_{CM} = 0.199\%$ ) は PMS 35 鋼( $P_{CM} = 0.220\%$ )よりも  $P_{CM}$ が低いにもかかわらず断面割れ率が高かった. この原因は, PMS 25 鋼の溶接に用いた溶接棒の拡散性水素量が, PMS 35 鋼のそれよりも 高かったためである. しかし,両鋼共,割れ停止予熱温度は 75℃と同じであった.

以上のように、A1-B処理 PMS 鋼は従来の PMS 鋼(割れ停止予熱温度が 175~200℃) に比べて割れ停止予熱温度が 100~125℃ だけ低く、かつ母材及び溶接継手部の特性が良好で あることが確認された.

本鋼種はWES認定を取得し(WES 3005,昭和 56年 7月認定取得),良好な特性を有することが認められた。



Fig. 7-4 Charpy impact properties of welded joint of Al-B treated PMS25 steel



Fig. 7-5 Charpy impact properties of welded joint of Al-B treated PMS35 steel



Fig. 7-6 Weld cold cracking test results of Al-B treated PMS steel

第3節 AI-B 処理1¼Cr-½Mo鋼の現場製造材の特性

 Table 7-6 に Al-B処理

 1¼Cr-½Mo鋼の化学組成

 を示した。
 供試鋼は転炉溶

 製を行った後,熱間圧延を行って板厚 51 mm (鋼 A)及び

75 mm (鋼 B)とした. Table 7-7に鋼板の
熱処理条件を示した. 引張試験片 {12 mm Ø×
50 mm l (G.L.) } 及びシャルピー衝撃試験片は
板厚 ¼位置, 圧延直角方向より採取して試験に
供した.

Fig. 7-7 に鋼 Bの PWHT後(700℃×9
 \* AC: Air cooling
 及び 24h 加熱後炉冷) のシャルピー衝撃特性を示した. 鋼 Bは C量が 0.15% と高いが,
 0℃の吸収エネルギーが 8kgf・m 以上の良好な靱性を示した.

Table 7-6 Chemical compositions of Al-B treated 1-1/4Cr-1/2Mo steel (wt %)

Steel	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Мо	so1.A1	В	N	Ceq*
A	0.13	0.64	0.59	0.010	0.002	1.44	0.51	0.058	0.0004	0.0036	0.670
В	0.15	0.55	0.59	0.011	0.003	1.38	0.54	0.060	0.0008	0.0060	0.682
*	Ceq =	= C +	$\frac{S1}{24}$ +	$\frac{Mn}{6} + \frac{1}{6}$	$\frac{Ni}{40} + \frac{Ci}{5}$	$r + \frac{M}{4}$	$\frac{2}{1} + \frac{1}{14}$	/4 (wt 1	%)		

Table 7-7 Heat treating condition of Al-B treated 1-1/4Cr-1/2Mo steel

Stee1	Plate thickness	Normalizing	Tempering			
А	51 mm	925°C → AC*	700°C → AC*			
В	75 mm	950°C → AC*	710°C → AC*			
* AC : Air cooling						

-110-



Fig. 7-7 Charpy impact properties of Al-B treated 1-1/4Cr-1/2Mo steel (Steel B)

Fig. 7-8 に鋼 A及び鋼 Bの機械的特性に及ぼす PWHT条件の影響を示した. 常温引張 強さ及び靱性は焼もどしパラメータの増加に伴って低下するが,焼もどしパラメータが 20.5 (例えば PWHT温度が 700  $^{\circ}$ の場合, PWHT時間は 12h)を超えても引張強さは規格 (53 kgf/md以上)を十分満足し,靱性は 0  $^{\circ}$ の吸収エネルギーが 10 kgf・m 以上と良好であ った. また,鋼A(C=0.13%)は,鋼B(C=0.15%)と比べてC量が低いが,引張強さは 同等であった. 一方,靱性はC量の低い鋼Aの方が良好であった. このようなC量の影響 は,小型溶製材で得た Fig.4-15の結果におけるC量の影響と類似の傾向を示した.

Al-B処理1¼Cr-½Mo鋼のサブマージアーク溶接継手部特性は,鋼Bについて,Table 7-8に示す条件を用いて検討した. 溶接継手部の引張試験片(板状引張試験片,平行部長 さ:200mm,平行部板厚:35mm,平行部板幅:25mm)は板厚¼位置及び板厚¾位置,溶接継手部のシャルピー衝撃試験片は板厚¼位置及び板厚中心部より採取して試験に供した.



Fig. 7-8 Effect of PWHT condition on tensile strength and toughness of Al-B treated 1-1/4Cr-1/2Mo steel

	Tensile test	Charpy impact test				
Edge preparation	SR SR SC 20°	2R 4 30° 5 5 5 5 5 5 6 5 6 5 6 5 6 7 6 7 6 7 6 7				
Welding condition	Welding current (A Arc voltage (V) Travel speed (cm/m Heat input (kJ/cm)	) 660 34 in) 30 45				
Preheating temperature	200°C					
Interpass temperature	200 ~ 250	°C				
Welding material	Welding wire : Correspond to AWS F9P2 EB2-B2 Welding flux : Bonded type					
Post weld heat treatment : 700°C x 9h FC*						
*FC : Furnace cooling						

Table 7-8 Welding condition

-112-

 Table 7 - 9 に鋼 Bの溶接継手部引張

 試験結果を示した。
 引張強さが規格を

 十分満足しており、このときの破断位置

 がすべて溶接金属部であったことから、

 A1-B処理 1¼Cr-½Mo 鋼の母材及

 びHAZは規格の強度を十分満足することが確認された。

Table 7-10に鋼 Bの 溶接継手 部シャルピー衝撃試験結果を示した. 溶接継手部のすべての試験位置にお いて, 靱性は0℃の吸収エネルギー が 12kgf・m 以上と良好であった.

Fig. 7-9に鋼 A及び従来の  $1\frac{1}{4}$ Cr -  $\frac{1}{2}$ Mo鋼(C=0.16%)の 再現HAZのSERT試験結果を示し 再現 HAZの熱処理条件及び た. SERT 試験条件は,第4章に示した 方法と同様であり、 SERT試験は550 ℃で行った. 両鋼共,破断絞り値は PWHT温度の上昇に伴って上昇したが, 同一PWHT温度で比較すると、Al-B 処理 1¼Cr-½ Mo鋼(鋼A) は従来の 1¼Cr-½Mo鋼よりも破断絞り値が大 従来の1½Cr-½Mo鋼は きかった。 母材の強度を確保するために PWHT 温 度を低く制限しており(例えば 656℃以 下),この条件でのSERT試験におけ る破断絞り値が約17%以下と低かった. これに対し、A1-B処理 1½Cr-½Mo

Table 7-9 Tensile test results of welded joint of A1-B treated 1-1/4Cr-1/2Mo steel (Steel B)

Position	TS (kgf/mm²)	Fractured location	TS (kgf/mm2) JIS G4109 SCMV3 Spec.
2 (at	57.9	Weld metal	
1/4°	57.9	Weld metal	53 o. 70
2/1t	57.5	Weld metal	00 0 70
3/40	57.6	Weld metal	

Table 7-10 Charpy impact test results of welded joint of Al-B treated 1-1/4Cr-1/2Mo steel (Steel B)

Position	N	otch location	vTrs (°C)	vTrE (°C)	vEo (kgf∙m)	vE <sub>20</sub> (kgf∙m)
	h	eld metal	-5	~6	13,6	16.8
	W	elded bond	-24	-26	17.6	19.0
1/4 <sup>t</sup>		1 mm from bond	-72	-72	21.7	23.3
	HAZ	3 mm from bond	-42	-45	23.4	25.0
		5 mm from bond	-13	-17	18.2	20.8
	W	eld metal	-22	-23	15.2	17.0
	W	elded bond	-39	-33	18.2	19.0
1/2t		1 mm from bond	-48	-45	19.5	21.4
	HAZ	3 mm from bond	-20	-22	15.4	18.6
		5 mm from bond	-7	-15	12.7	16.6



Fig. 7-9 Effect of PWHT temperature on R.A. in SERT of A1-B treated 1-1/4Cr-1/2Mo steel (Steel A) and Ordinary 1-1/4Cr-1/2Mo steel

鋼(鋼A)は, Fig.7-8に示したように,高いPWHT温度(例えば 700℃以上)で母材の 強度が規格を満足し,この条件下でのSERT試験における破断絞り値が約55%以上と高か った。

以上のように、Al-B処理1¼Cr-½Mo鋼はC量を0.15%以下と低減し、PWHT温度 を700℃以上とすることにより、溶接部のクリープ割れ感受性が低減し、かつ、母材及び溶接 継手部の機械的特性が良好であることが確認された.

本鋼種はエチレンプラントの圧力容器(タトレーリアクター)に実用化され,現在順調に稼 働中である.

## 第4節 AI-B処理2¼Cr-1Mo鋼の現場製造材の特性

Table 7-11に A1-B処理 2¼Cr-1 Mo 鋼の化学組成を示した. 供試鋼は中Si-低 Mn鋼(鋼A: Si=0.21%, Mn=0.31%)及び低Si 鋼-通常Mn鋼(鋼B: Si=0.12%, Mn=0.54%)の2鋼種とした. 供試鋼は転炉溶製を行った後,熱間圧延を行って板厚 157 mm(鋼A)及び150 mm(鋼B)とした. Table 7-12に鋼板の熱処理条件を示した. 鋼 Aは焼ならし加熱(930℃)後の冷却を空冷( $t_{500}^{800} \Rightarrow 5.3$ ℃/min)及び加速冷却( $t_{500}^{800} = 30$ ℃/min) と変化させた. 引張試験片 {12.5 mm  $\phi \times 50$  mm l (G.L.)}及びシャルピー衝撃試験片は,鋼A では板厚¼位置, 圧延方向より,鋼Bでは板厚¼位置, 圧延直角方向より採取して試験に供した.

Table 7-11 Chemical compositions of A1-B treated 2-1/4Cr-1Mo steel (wt %)

ſ	S	teel	C	Si	Mn	Р	S	Cr	Мо	sol.Al	В	N	Sn	Sb	As	Ceq*1	J*2	<u>⊼</u> *3
ĺ	A Low Mn	2-1/4Cr-1Mo	0.14	0.21	0.31	0.005	0.002	2.38	1.03	0.019	0.0009	0.0051	0.001	0.0010	0.002	0.934	31.2	6.0
I	B Low Si	2-1/4Cr-1Mo	0.16	0.12	0.54	0.010	0.004	2.41	0.98	0.020	0.0009	0.0068	0.001	0.0035	0.003	0.982	72.6	12.5

\*1 Ceq = C +  $\frac{Si}{24}$  +  $\frac{Mn}{6}$  +  $\frac{Ni}{40}$  +  $\frac{Cr}{5}$  +  $\frac{Mo}{4}$  +  $\frac{V}{14}$  (wt %)

\*2 J factor = (Si + Mn) x (P + Sn) x 10<sup>4</sup> (wt %) x (wt %)

\*3  $\overline{x} = (10P + 5Sb + 4Sn + As) \times 10^2$  (wt %)

Table 7-12 Heat treating condition of A1-B treated 2-1/4Cr-1Mo steel

	Stee1	Plate thickness	Normalizing	Tempering
A1	Low Ma 2-1/1(n 1Mo	167	930°C → AC*1	700%0 10+1
A2	LOW PHT 2-17401-110	157 1000	930°C $\rightarrow$ ACC* <sup>2</sup>	700°C → AC**
В	Low Si 2-1/4Cr-1Mo	150 mm	950°C → AC*1	$710^{\circ}C \rightarrow AC^{*1}$

\*1 AC : Air cooling

\*2 ACC : Accelerated cooling (mean cooling rate from 800 to 500°C = 30 °C/min) Fig.7-10に鋼Aの焼ならし+焼もどし処理後のシャルピー 衝撃特性を示した. 空冷材 (鋼A1)は加速冷却材 (鋼A2)に比べて少し靱性が劣るが, vTrsが-68℃の良好な 値を示した.

Fig. 7-11に鋼 Aの機械的特性に及ぼす PWHT条件の影響及び ステップ・クーリング処 理による焼もどしぜい化特性を示した. 焼ならし+焼もどし処理の状態で,空冷材(鋼 A 1) は加速冷却材(鋼 A 2)とほぼ同等の常温引張強さを示し, Fig. 7-10にも示したように 靱 性が加速冷却材に比べて少し劣った. このように, A1-B処理を行った 2½Cr-1 Mo鋼は 広い冷却速度範囲( $t_{500}^{800}$ が約 5~30℃/min)にわたって高い引張強さが得られることが認め ら れた. 引張強さは焼もどしパラメータの増加に伴って低下するが,焼もどしパラメータが 20.9でも常温引張強さの規格(53kgf/mi以上)を十分満足した. しかし,第5章で述べた ように,運転温度の引張強さが規格を満足するためには(例えば,最も多く使用される温度で ある 427℃の引張強さが 47.5kgf/mi以上),常温引張強さは 59kgf/mi以上であることが必 要である. Fig. 7-11から認められたように,鋼 A(A1-B処理中 Si-低 Mn鋼) は引 張強さを 59kgf/mi以上とするためには焼もどしパラメータを 20.6(例えば PWHT温度が 690℃の場合, PWHT時間は 22h)以下とすることが必要であった.

一方, 靱性は焼もどしパラメータの増加に伴ってやや劣化した. また, 鋼AはMn及び不 18) 純物元素の量が低く, J-factor が31.2,  $\overline{x}$ が 6.0と低いため, ステップ・クーリング処理に よる焼もどしぜい化量 ( $\triangle vTrs$ )が 2℃と極めて小さかった.

Fig. 7-12に鋼 Bの機械的特性に及ぼす PWHT条件の影響を示した. 常温引張強さは 焼もどしパラメータの増加に伴って低下するが,焼もどしパラメータが 21.1 でも常温 引張強 さの規格(53kgf/md 以上)を十分満足した. しかし,鋼 Bは引張強さを 59kgf/md 以上と するためには焼もどしパラメータを 20.4 (例えば PWHT 温度が 690 °C の場合, PWH T時間 は 14 h)以下とすることが必要であった. 鋼 B(C= 0.16%, Si=0.12%)は鋼 A(C= 0.14%, Si=0.21%)より C量が高いにもかかわらず,常温引張強さが 59kgf/md 以下と なる焼もどしパラメータが小さく,この原因は Si量が低いためである.

A1-B処理2¼Cr-1Mo鋼のサブマージアーク溶接継手部特性は,鋼Bについて, Table 7-13に示す条件を用いて検討した. 溶接継手部の引張試験片(JIS Z 3121 1号) は,板厚¼位置,板厚中心部及び板厚¾位置,溶接継手部のシャルピー衝撃試験片は板厚¼ 位置より採取して試験に供した.



Fig. 7-10 Charpy impact properties of Al-B treated Low Mn 2-1/4Cr-1Mo steel





 $= T(20 + \log t) \times 10^{-3}$ 

+ Tempering

	Tensile test	Charpy impact test				
Edge preparation	20° 8R 5:02 051 051 051 20°	30° + + 9 				
Welding condition	Welding current (A) Arc voltage (V) Travel speed (cm/min) Heat input (kJ/cm)	660 34 30 45				
Preheating temperature	150°C					
Interpass temperature	150 ∿ 200°C					
Welding material	Welding wire : Correspond Welding flux : Bonded type	to AWS F8P2 - EB3 - B3				
Post weld heat treatment : 700°C x 18h FC*						

Table 7-13 Welding condition (Steel B)

\* FC : Furnace cooling

Table 7-14に鋼 Bの溶接継手部引張試験結果を示した. 引張強さが規格を十分満足しており、このときの破断位置がすべて母材であったことから、Al-B処理 2½Cr-1 Mo鋼は HAZも含めて規格の強度を十分満足することが確認された.

Table 7-15 に鋼 Bの溶接継手部シャルピー衝撃特性を示した。 更に、Fig. 7-13 に 鋼 Bの溶接ボンド部及び溶接金属部のシャルピー衝撃特性を示した。 溶接ボンド部の靱性は vTrs が -54 C と極めて良好であった。

更に、Al-B処理2¼Cr-1Mo鋼のサブマージアーク溶接継手部の焼もどしぜい化特性は、鋼A1について、Table 7-16に示す条件を用いて検討した. 焼もどしぜい化特性は 18)
PWHT後、ステップ・クーリング処理を行って評価した。

Fig.7-14に鋼AlのPWHT後及びステップ・クーリング処理後の溶接継手部シャルピー 衝撃特性を示した。 PWHT後の吸収エネルギーが 5.5kgf・m(40 ft-lb)となる温度(以 後 vTr<sub>40</sub>と記す)は-83℃と良好であった。 また,ステップ・クーリング処理後の吸収エ ネルギーが 5.5kgf・mとなる温度(以後 vTr'<sub>40</sub>と記す)が-75℃であり,焼もどしぜい化量 ( $\Delta$  vTr<sub>40</sub> = vTr'<sub>40</sub> - vTr<sub>40</sub>)は8℃と極めて小さかった。

Table 7-14 Tensile test results of welded Table 7-15 Charpy impact test results joint of A1-B treated Low Si 2-1/4Cr-1Mo stee1 (Stee1 B)

Position	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	Fractured location	TS (kgf/mm <sup>2</sup> ) JIS G4109 SCMV4 Spec.
7.44	59.7	Base metal	
1/40	59.7	Base metal	
1 (ot	60.8	Base metal	53 0 70
1/20	60.9	Base metal	55 0 70
2/4t	60.3	Base metal	
3/40	60.1	Base metal	

of welded joint of A1-B treated Low Si 2-1/4Cr-1Mo steel (Steel B)

Notch location		vTrs (°C)	vTrE (°C)	vEo (kgf∙m)
Weld metal		-43	-46	20.1
Welded bond		-54	-54	24.0
HAZ	1 mm from bond	-48	-47	22.0
	3 mm from bond	-33	-40	19.0
	5 mm from bond	-38	-37	19.7



Fig. 7-13 Charpy impact test results of welded joint of A1-B treated Low Si 2-1/4Cr-1Mo steel (Steel B)

-119-

Edge preparation			
Welding condition	Welding current (A) 530 Arc voltage (V) 30 Travel speed (cm/min) 23 Heat input (kJ/cm) 41		
Preheating temperature	200°C		
Interpass temperature	150 ∿ 200°C		
Welding	Welding wire : Correspond to AWS F8P2 - EB3 - B3		
material	Welding flux : Bonded type		
Post weld heat treatment : 690°C x 8h FC*			

Table 7-16 Welding condition (Steel A1)

\* FC : Furnace cooling



Fig. 7-14 Charpy impact properties of submerged arc welded bond of A1-B treated Low Mn 2-1/4Cr-1Mo steel (Steel A1)

以上のように、Al-B処理 2¼Cr-1Mo鋼はSi量あるいはMn量を低減することにより 母材及び溶接継手部の焼もどしぜい化感受性が極めて低く、かつ機械的特性が良好であること が確認された。

本鋼種は重油脱硫プラントの圧力容器(フラッシュドラム)にすでに実用化され,現在順調 に稼動中である。

## 第5節 結 論

本章では Al-B処理 PMS 鋼, 1½Cr-½Mo 鋼及び 2½Cr-1Mo 鋼 の現場製造材の特性を調査した.

本章で得られた主な結論は以下のとおりである。

- (1) A1-B処理 PMS鋼は従来の PMS鋼(割れ停止予熱温度が 175~200℃)に比べて割 れ停止予熱温度が 100~125℃だけ低く,かつ母材及び溶接継手部の機械的特性が良好で あることが確認された.
- (2) A1-B処理1¼Cr-½Mo鋼はC量を約0.15%以下と低減し,PWHT温度を700℃以上とすることにより、溶接部のクリープ割れ感受性が改善され、かつ母材及び溶接継手部の機械的特性が良好であることが確認された.
- (3) A1-B処理 2¼Cr-1 Mo鋼は Si量あるいはMn量を低減することにより, 母材及び溶接 継手部の焼もどしぜい化感受性が極めて低く, かつ機械的特性が良好であることが確認され た.

## 第8章 総 括

化学工業プラント用圧力容器は高温・高圧力下で長時間運転されるため、その安全性に対する 要求が厳しく、特に溶接部の欠陥防止及び鋼材、溶接部の靱性向上が強く望まれている. 更に 近年化学プラントの操業効率向上を目的として圧力容器の大型化が進められ、これらの圧力容器 に使用される低合金圧力容器用鋼材は厚肉化の傾向にある. 鋼材の厚肉化は鋼材及び溶接部の 機械的特性の確保及び溶接施工技術をより難しく、圧力容器の安全性に対する要求をより厳しく している.

これら低合金圧力容器用鋼は、厚肉化に伴う強度低下の防止、あるいは更に積極的に、板厚低減を目的とした高強度化を図るため、高 Ceq 化の傾向にある. しかし、鋼材は Ceq の上昇に伴い溶接性が劣化することが多く、低合金圧力容器用鋼においても高 Ceq 化は種々の課題をもたらしている.

本研究は低合金圧力容器用鋼への A1-B処理の適用を検討し、鋼材の機械的特性を損うこと なくその溶接性に関する課題を解決することを目的として実験的研究を行ったものである。

第1章では従来の研究を通覧し,解決すべき研究課題を明らかにしたうえで,本研究の目的を 提示した.

第2章では焼ならし型低合金圧力容器用鋼のPMS鋼,1¼Cr-½Mo鋼及び2¼Cr-1Mo 鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼすAl-B処理の影響を検討した。 その結果,焼ならし 型低合金圧力容器用鋼では,微量のB(2m以上)と適量のAl(鋼中のNを固定して, sol.B の焼入性向上効果を得るために必要な量)の添加により焼入性が向上し,初析フェライトの析出 が抑制され,ベイナイト組織の割合が増加して大幅に強度が上昇することを明らかにした.

第3章ではA1-B処理による強度上昇効果を用いて、PMS鋼の溶接低温割れ感受性を改善 することを検討した。 その結果、PMS鋼はA1-B処理による強度上昇効果によってもたらさ れる $P_{CM}$ の低下が、Bによる $P_{CM}$ の増加(B量の5倍の値だけ増加する)を大幅に上回ること を明らかにした。 この効果に基づき、PMS鋼はA1-B処理により溶接低温割れ停止予熱温 度を大幅に低下させ得る(約125℃以上)ことを明らかにした。

第4章ではAl-B処理による強度上昇効果を用いて、1¼Cr-½Mo鋼溶接部のクリープ割 れ感受性を改善することを検討した。 その結果、1¼Cr-½Mo鋼溶接部のクリープ割れ感受 性は、溶接部の軟化によって低減させ得ることを明らかにした。 更に、Al-B処理により強度 上昇を図った1¼Cr-½Mo鋼は,高温(約700℃以上)でPWHTを行うことにより,鋼材の 機械的特性を損うことなく溶接部の軟化を行い得るため,溶接部のクリープ割れ感受性が改善さ れることを明らかにした.

第5章ではAl-B処理による強度上昇効果とMn量の低減効果を組合せることによって、 2¼Cr-1Mo鋼の焼もどしぜい化感受性を改善することを検討した. その結果、Al-B処理 2¼Cr-1Mo鋼の強度は低Si化(約0.10%以下)によって低下するが、低Mn化(約0.40% 以下)によっては低下しないことを明らかにした. 更に、2¼Cr-1Mo鋼の焼もどしぜい化 感受性は、J'{=(Si+Mn)×P×10<sup>4</sup>}の減少に伴って低下し、Al-B処理の影響を受けな いことを明らかにした. すなわち、Al-B処理低Mn 2¼Cr-1Mo鋼は、母材の機械的特性 を劣化させることなく、母材及びHAZの焼もどしぜい化感受性を改善し得る鋼であることが明 らかとなった.

第6章では焼ならし型低合金圧力容器用鋼のAl-B処理による焼入性向上機構について考察した。 その結果に基づき、焼ならし型低合金圧力容器用鋼のPMS鋼、1¼Cr-½Mo鋼及び 2¼Cr-1Mo鋼において、Al-B処理による焼入性向上効果を得るために必要な sol. Al, B 及びN量の範囲を、それぞれの鋼に関して提示した。

第7章ではA1-B処理PMS鋼, 1¼Cr-½Mo鋼及び2¼Cr-1Mo鋼の現場製造材の特性 を調査した. その結果,これらの焼ならし型低合金圧力容器用鋼はA1-B処理による焼入性向 上効果を適用することにより,鋼材の機械的特性を損うことなく,溶接性あるいは焼もどしぜい 性に関する課題が改善されることが確認された.

第8章では本研究で得られた主要な結論を総括した.

-123-

本研究をまとめるにあたり,御懇切なる御指導,御教示を賜った大阪大学工学部教授菊田米男 博士,同教授向井喜彦博士,同教授中尾嘉邦博士,溶接工学研究所教授松田福久博士,に厚く御 礼申し上げます.

また,本論文作成にあたり,種々御討論いただいた大阪大学工学部助教授荒木孝雄博士に深く 感謝いたします.

本研究の遂行にあたり,種々御指導,御教示をいただきました大阪大学名誉教授岡田実博士に 深く感謝の意を表します.

本研究の遂行にあたり,終始深い御理解と御鞭達をいただきました住友金属工業㈱中央技術研 究所長西岡邦夫博士,取締役伊藤慶典博士,中央技術研究所副所長行俊照夫博士,同所次長松岡 孝博士,同所次長大森靖也博士,に深甚なる感謝の意を表します.

また,本研究の推進に対して,終始有益なる御討論,御教示をいただきました中央技術研究所 主任研究員中西睦夫博士,同主任研究員渡辺征一博士,に厚く御礼申し上げます.

更に、本研究の実施において、御助言と御協力を賜った溶接研究室各位をはじめ、関係各位に 深く謝意を表します。

- 1) 日本溶接協会規格「中・常温圧力容器用高強度鋼鋼板」WES3005-1977
- 2) 日本溶接協会規格「溶接用高張力鋼板」WES 3001-1970
- 3) 伊藤慶典, 別所清: 溶接学会誌, Vol. 37 (1968), No. 9, 983
- 4) 例えば 内木虎蔵,岡林久喜:溶接学会誌, Vol. 39 (1970), Na 10, 1059
- 5) 例えば D.J. Gooch: Mat. Sci. and Eng., Vol. 29 (1977), Na 3, 227
- 6) 例えば 渡辺十郎,進藤弓弦,村上賀國:日本製鋼所技報,No.38,(1978),69
- 7) 例えば 高松利男,乙黒靖男,塩塚和秀,橋本勝邦:鉄と鋼, Vol. 67 (1981), No.1,
   178
- 8) 例えば 中村正久, 篠田哲守, 渡辺宏:鉄と鋼, Vol. 65(1979), No. 13, 1926
- 9) 中西睦夫,渡辺征一,古澤遵,三浦一良,藤本光春,中村昌明:住友金属, Vol.30 (1978), №3, 305
- 10) 乙黒靖男,武田鉄治郎,橋本勝邦,中尾仁二,森山康:製鉄研究,№ 311,(1983),
   40
- 11) 田中淳一,山崎喜崇,田川寿俊,北田豊文,古川英俊,金子康弘:日本鋼管技報,№76,
   Feb. (1978), 25
- 12) 上田修三,石川正明,鎌田晃郎,大橋延夫:鉄と鋼, Vol.64(1978), No.14,
   2177
- 13) 森裕,大橋延夫,鎌田晃郎,広瀬圭介,上田修三,西山昇,嶋津好明,久世富士夫:川崎
   製鉄技報, Vol.10(1978), Na 4, 280
- 14) 小林清二,山香誠,平野宏通,清水真人:R&D神戸製鋼技報,Vol.29(1979),
   No.4,27
- 15) 村上賀國,深沢千秋:日本製鋼所技報, No.38, (1978), 42
- 16) 伊藤慶典,中西睦夫:溶接学会誌, Vol.41(1972), No.1, 59
- 17) 渡辺十郎,千葉隆一:溶接学会誌, Vol.48(1979), No.3, 167
- 18) R. Bruscato: Welding J., Vol. 49 (1970), No. 4, 148-S
- 19) H.R. Tipler and B.E. Hopkins : Metal Sci., Vol. 10 (1976), No.2,
   47

- 20) D.J. Gooch and B.L. King: 2nd Int. Conf. on Pipewelding of TWI, (1979), 223
- 21) 高松利男,乙黒靖男,塩塚和秀,橋本勝邦:鉄と鋼, Vol.65(1979), No.7, 851
- 22) 高松利男,乙黒靖男,塩塚和秀,橋本勝邦:鉄と鋼, Vol.67(1981), No.6, 774
- 23) 例えば B.J. Cane: Metal Sci., Vol. 13 (1979), No. 5, 287
- 24) B.J. Cane: Metal Sci., Vol. 10 (1976), No. 1, 29
- 25) D.J. Gooch and B.L. King: Metals Tech., Vol. 6 (1979), Part 11, 405
- 26) B.J. Cane: Acta Metall., Vol. 29 (1981), No. 9, 1581
- 27) D.J. Gooch: Materials Sci. and Engineering: Vol. 27 (1977), No. 1,
  57
- 28) D.J. Gooch and B.L. King: Welding J., Vol. 59 (1980), No.1, 10-8
- 29) 坂本紘一:溶接学会全国大会講演概要,第31集,(1982),78
- 30) K.P. Bentley: British Welding J., Vol. 11 (1964), No. 10, 507
- 31) J.D. Murray: British Welding J., Vol. 14 (1967), No.8, 447
- 32) R.A. Swift: Welding J., Vol. 50 (1971), No. 5, 195-S
- 33) 玉置維昭, 鈴木実平:溶接学会誌, Vol.51(1982), No.9, 796
- 34) J. Myers and A.T. Price : Metals Tech., Vol. 4 (1977), Part 8, 406
- 35) 菊地俊郎, 大西巖:溶接学会誌, Vol.48(1979), Na 10, 838
- 36) 井川博,中尾嘉邦,菊地俊郎,武原秀幸:溶接学会誌, Vol. 47(1978), No.7, 425
- 37) A.D. Batte and M.C. Murphy: Metals Tech., Vol. 6 (1979), Part 2,
  62
- 38) 松坂矯,桐原誠信,正岡功,吉岡孝利:溶接学会誌, Vol.49(1980), No.3, 203
- 39) 藤井利光,山本広一,上野正勝:鉄と鋼, Vol. 67 (1981), No.9, 1523
- 40) 金沢正午,山戸一成,武田鉄治郎:溶接学会誌, Vol. 46(1977), No. 8, 591
- 41) J. Myers: Metals Tech., Vol. 5 (1978), Part 11, 391
- 42) 渡辺健彦, W.F. Savage: 溶接学会論文集, Vol. 1 (1983), No.1, 37

- 43) 三村宏:鉄と鋼, Vol. 57 (1971), No. 14, 2273
- 44) R.A. Swift and J.A. Gulya: Welding J., Vol. 52 (1973), No. 2, 57-S
- 45) C.J. McMahon Jr., J.C. Murza and D.H. Gentner: Trans. of The ASME, J. of Engineering Materials and Tech., Vol. 104 (1982), No. 4, 241
- 46) 佐藤新吾, 榎並禎一, 松居進, 朝生一夫, 楠原祐司: 川崎製鉄技報, Vol. 12 (1980),
   Na 1, 91
- 47) 村上賀國:大阪大学学位論文(1983)
- 48) 高田寿,勝亦正昭,高野正義,平野宏通:R&D神戸製鋼技報, Vol. 29(1979),
   No. 4, 72
- 49) 官野樺太男,足立孝夫,中野利雄:日本製鋼所技報,No.29,(1971),3
- 50) 勝亦正昭,高田寿,平野宏通,高野正義,牧岡稔:鉄と鋼, Vol.63(1977), No.9, A147
- 51) 深川宗光,高橋厚生,雑賀喜規:鉄と鋼, Vol.63 (1977), No.9, A167
- 52) 例えば 奥村敏恵,田中孝秀,伊藤慶典,梨和甫:溶接学会誌, Vol. 48 (1979),
   № 7, 542
- 53) K.J. Irvine, F.B. Pickering, W.C. Heselwood and M. Atkins: J. of The Iron and Steel Inst., Vol. 186 (1957), Part 1, 54
- 54) R. Viswanathan: Metall. Trans. A, Vol. 8A (1977), No. 1, 57
- 55) 井関祥浩, 済木捷郎, 酒井一夫, 中村昌明, 大谷泰夫, 渡辺征一: 住友金属, Vol. 27 (1975), No. 4, 399
- 56) 渡辺征一:東京大学学位論文,(1978)
- 57) 土生隆一, 宮田政祐, 関野昌蔵, 合田進: 鉄と鋼, Vol. 60(1974), No 10, 1470
- 58) W.F. Jandeska, Jr. and J.E. Morral : Metall. Trans., Vol. 3 (1972), No. 11, 2933
- 59) S.R. Keown and F.B. Pickering : Metal Sci., Vol. 11 (1977), Na7,
   225
- 60) 例えば 渡辺十郎,村上賀國: 圧力技術, Vol. 13 (1975), No. 6, 23
- 61) I.G. Crossland and J.E. Harris: Metal Sci., Vol. 13 (1979), No. 2, 55

- 62) N. Shinya and S.R. Keown: Metal Sci., Vol. 13 (1979), No. 2, 89
- 63) 新谷紀雄, 横井信, 京野純郎, 九島秀昭: 鉄と鋼, Vol. 68 (1982), No.7, 819
- 64) 例えば 幸島誠一:鉄と鋼, Vol.65 (1979), Na7, 98
- 65) J. Pilling, N. Ridley and D.J. Gooch: Acta Metall., Vol. 30 (1982), Na 8, 1587
- 66) 例えば 宮野樺太男:日本高圧力技術協会第2次応力除去焼鈍委員会資料 "1¼Cr-½Mo 鋼(A387Gr.C)のSRによる脆化の問題", (1968)
- 67) B. Pickering: Iron and Steel, Vol. 41 (1968), No. 4, 148
- 68) K. Yoshino and C.J. McMahon Jr. : Metall. Trans., Vol. 5 (1974), No. 2, 363
- 69) 村上賀國,野村徹,大西敬三: 圧力技術, Vol. 19(1981), No. 3, 132
- 70) 古澤遵,渡辺征一:住友金属, Vol. 37 (1985), No. 2, 101
- 71) G.F. Melloy, P.R. Slimmon and P.P. Podgursky: Metall. Trans., Vol. 4 (1973), No. 10, 2279
- R.W. Fountain and J. Chipman: Trans. Metall. Society AIME Vol.
   224 (1962), No. 3, 599
- 73) 沢村宏,盛利貞:鉄と鋼, Vol. 41 (1955), Na 10, 1082
- 74) 沢村宏,盛利貞:鉄と鋼, Vol. 41 (1955), Na. 11, 1175
- 75) 沢村宏,盛利貞:鉄と鋼, Vol. 43 (1957), Na 1, 31
- 76) 土生隆一:京都大学学位論文(1984)
- 77) L.S. Darken, R.P. Smith and E.W. Filer: Trans. AIME, J. Metals, 191 (1951), Dec., 1174
- 78) 例えば 今井勇之進:日本金属学会報, Vol.7(1982), Na 11, 503
- 79) 木下和久,井原義人,峯岸功:日本鋼管技報,Na 62(1973), 531
- 80) 松田昭一,奥村直樹:鉄と鋼, Vol.62(1976), No.9, 1210
- 81) 例えば Y. Itoh, M. Nakanishi and Y. Komizo: The Sumitomo Search, No. 22, Nov. (1979), 156
- 82) 中西睦夫,古澤遵,安永政司,富江通雄,荒田吉明:住友金属, Vol.33(1981),
   № 2, 169

- 83) 例えば 邦武立郎,大谷泰夫,渡辺征一:鉄と鋼, Vol.61(1975), Na 4, S 217
- 84) 田知本一雄, 雑賀喜規, 深川宗光: 鉄と鋼, Vol. 58 (1972), № 13, 1791
- 85) 土生隆一, 宮田政祐, 田向陵, 関野昌蔵: 鉄と鋼, Vol. 64 (1978), No. 10, 1598
- 86) 例えば R.A. Swalin: "固体の熱力学"コロナ社, (1970), 193
- 87) D. Mc Lean: "Grain Boundary in Metals" Clarendon press, Oxford (1957), 118
- 88) T.M. Williams, A.M. Stoneham and D.R. Harris: Metal Sci., Vol. 10 (1976), No.1, 14
- 89) M. Ueno and T. Inoue: Trans. ISIJ, Vol. 13 (1973), No. 3, 210
- 90) 例えば 邦武立郎,大谷泰夫:日本金属学会報, Vol.14 (1975), No.9, 689

## 本研究に関する発表論文

- (1) "低 P<sub>CM</sub> 焼ならし極厚高強度鋼の開発",住友金属, Vol. 31 (1979), Na 4, 267
- (2) "1¼Cr-½Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性の改善",溶接学会誌, Vol.50
   (1981), № 11, 1088
- (3) "耐クリープ割れ1¼Cr-½Mo鋼の開発",住友金属, Vol.34(1982), No.2, 232
- (4) "Cr-Mo 鋼溶接部のクリープ割れ", 高温学会誌, Vol.9(1983), No.3, 98
- (5) "2¼Cr-1 Mo 鋼の焼もどしぜい化感受性の改善",溶接学会論文集, Vol.3 (1984),
   No.4, 700
- (6) "Development of Normalized and Tempered Heavy Thick Steel Plates with Low Weld-cracking Susceptibility", The Sumitomo Search, No. 23, May (1980), 15
- (7) "The Development of Normalized and Tempered Al-B Treated 1<sup>1</sup>/<sub>4</sub>Cr <sup>1</sup>/<sub>2</sub> Mo Steel Plates", ASM 18th International Conference on Heat Treatment of Materials, May (1980), 252
- (8) "Improvement of Creep Cracking Susceptibility of 1<sup>1</sup>/<sub>4</sub>Cr-<sup>1</sup>/<sub>2</sub>Mo Steel Welds" IIW Doc. IX-1238-82