

(論文)

超大入熱溶接対応型厚肉 SA440 鋼板の開発

畑野 等*・岡崎喜臣*・高木敏晃(理博)*・武田裕之(工博)*・児山拓郎**・岡野重雄**

*技術開発本部・材料研究所 **鉄鋼部門・加古川製鉄所・技術研究センター

Development of Thick SA440 Steel Plate for Ultra High Heat Input Welding

Hitoshi Hatano・Yoshitomi Okazaki・Dr. Toshiaki Takagi・Dr. Hiroyuki Takeda・Takuo Koyama・Shigeo Okano

Improvement of HAZ toughness under large heat input in thick 590 MPa class steel plate (SA440) for architectural construction has been investigated with a new concept: Low Carbon Fine Bainite. It was found that Low Carbon Fine Bainite can be obtained by reducing carbon and by increasing alloy elements which do not form carbides. Based on this, the concept for thick SA440 with excellent HAZ toughness under 100 kJ/mm heat input was clarified.

まえがき = これまでに当社においては、大入熱溶接においても優れた溶接継手特性を有する建築構造用 590MPa 級 SA440 鋼板を、TMCP 技術を駆使することにより開発してきている¹⁾²⁾。しかし、製造可能な板厚に限界があるといった課題があった。一方、近年の建築物の大型化に伴い、SA440 の厚肉化のニーズが高まっている。特に、溶接施工上、1 パスのエレクトロスラグ溶接が必須であるダイアフラム部(4 面 BOX 構造)が厚肉化してきており、溶接施工指針³⁾で規定されている溶接入熱の上限(100kJ/mm)、あるいはそれを超える超大入熱で溶接施工される場合も生じてきている。さらに、阪神大震災以降、建築物の安全性向上を背景に溶接部の適正靱性値に対する議論が高まっている。上記背景のもと、著者らは、SA440 の一層の厚肉化、大入熱対応化を狙い、従来にはない全く新しいコンセプトにより、100kJ/mm という超大入熱溶接に対応できる厚肉 SA440 の開発に目処を得たので、以下に報告する。

1. 開発目標

開発鋼の目標特性を表 1 に示す。母材特性については、板厚 80mm において SA440 の規格を満足することとし、溶接性については y 形溶接割れ試験の割れ防止温度を 25 以下とした。また、溶接継手部の靱性は、ダイアフラム厚 80mm のエレクトロスラグ溶接に相当する溶接入熱 100kJ/mm の熱影響部(HAZ)全域において、0 でのシャルピ吸収エネルギーが母材規格と同等以上(47J)となることを目標とした。

2. 基礎的検討

2.1 SA440 の厚肉化・大入熱化の課題と開発コンセプト

SA440 の厚肉化、大入熱化の課題は、母材強度を確保しつつ、いかに大入熱溶接時の HAZ 靱性を確保するかである。これまでの研究から、大入熱 HAZ における靱性劣化の主因子は、硬質相である MA (Martensite-Austenite constituent)であることがわかっている⁴⁾⁵⁾。大入熱溶接によって HAZ 部の冷却速度が遅くなり、上部ベイナイトが生成することに起因している。これに対して、 C_{eq} 値を低減してフェライトの生成を促進して、上部ベイナイトの生成を抑制する改善策が用いられてきたが、低 C_{eq} 値化により焼入れ性が低下するため、厚肉化には限界があった¹⁾²⁾。

そこで、著者らは、靱性劣化因子である MA の生成抑制と焼入れ性の確保との両立策として、微細低 C ベイナイト組織の活用を検討した。MA は上部ベイナイト生成時に未変態 中への C の分配によって安定化するために生成する。従って、鋼材中の C 量を低減させることにより上部ベイナイトが生成した場合においても MA の生成量を低減し、HAZ 靱性を改善できると考えられる。

一方、低 C 系において強度を確保するためには、合金元素の添加が必要となるが、著者らは、Nb などの炭化物生成能の強い元素(炭化物生成元素)の添加は、低 C 系においてはベイナイト組織を粗大化する傾向があるが、一方、Mn, Cr などの炭化物生成能の弱い元素(炭化物非生成元素)はその傾向が小さいことを今回見出し

表 1 開発鋼の目標特性と SA440 の規格

Table 1 Target properties of developed steel and specification of SA440

	Thickness (mm)	Position	Tensile properties				Impact property of base plate $\sqrt{E_0}$ (J)	Weldability Preheating temp. to prevent cold cracking ()	Impact property of welded joints by ESW (J)
			YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	EI (%)			
Target properties	80	t/4	450 ~ 530	600 ~ 730	78	22	100	25	47 $\sqrt{E_0}$
Spec.		t/4	440 ~ 540	590 ~ 740	80	20	47	-	15 $\sqrt{E_0}$

表2 ラボ試験鋼の化学成分
Table 2 Chemical compositions of steels examined

Steel	Chemical composition (%)										
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti	B
Steel A (Low C-high Mn)	0.03	0.10	1.96	0	0	1.0	0.20	0	0	0.011	0.0013
Steel B (Low C-high Mo, Nb)	0.03	0.09	1.46	0	0	0.98	0.41	0	0.02	0.013	0.0013
Steel C (Conventional steel)	0.12	0.26	1.52	0.26	0.20	0	0.21	0.046	0.01	0	0

た。そこで本開発では、低Cに加えて炭化物非生成元素を活用した微細低Cベイナイト組織の生成を開発コンセプトとした。

2.2 開発コンセプトの検証

2.2.1 実験方法

上述した開発コンセプトを検証するために、小型溶製により表2に示す低C系の2鋼種のHAZ特性について調査した。また、比較のために従来鋼相当成分についても調査した。Steel A, Bともに従来鋼よりも大幅に低Cとするとともに、強度確保のためにMn, Cr, Mo, Nbなどの合金元素を増加させた成分系とした。Steel Aは炭化物非生成元素であるMnを高めた鋼種であり、Steel Bは炭化物生成元素であるNb, Moを高めた鋼種である。

溶接再現熱サイクル材についてシャルピ試験を行い、大入熱HAZ靱性を評価した。溶接再現熱サイクル条件は、最高加熱温度を1350℃、保持時間を5s、800~500

の冷却時間(T_c)を40~400s (SAW 5~55kJ/mm相当)とした。また、レベラー腐食法を用いて、溶接再現熱サイクル後のミクロ組織及びMAの形態を観察した。

2.2.2 実験結果

1) 大入熱HAZ靱性

各鋼種の再現HAZ熱サイクル材のシャルピ特性を図1に示す。従来鋼であるSteel Cは入熱が高くなるにつれ、靱性が劣化する。Steel A, Bは、いずれも低入熱側では靱性は改善されるが、Steel Bが大入熱側では従来鋼と同様に靱性が劣化するのに対し、Steel Aは大入熱側でも良好な靱性を示している。一方、各鋼種の溶接再現熱サイクル材の硬さを図2に示す。いずれも入熱が高くなるにつれ、硬さが低下する傾向を示すとともに、各鋼種の硬さレベルもほぼ同程度となっており、3鋼種とも同程度の強度を示すことが分かる。これらの結果から、HAZ靱性の観点からは、Nb, Moに比べて、Mnを高めた方が有利であるといえる。すなわち、高C系においては強度確保に関しては、Mn, Crに比べNb, V, Moなど C_{eq} 値を大幅に増加させない炭化物生成元素の添加がHAZ靱性の観点から有効であるが、低C系においては逆の傾向になっているといえる。

2) HAZでのMAの形態及びミクロ組織

大入熱($T_c=200$ s, SAW 25kJ/mm相当)での、溶接再現熱サイクル材のレベラー腐食によるミクロ組織を写真1に示す。いずれの鋼種も、ベイナイト主体の組織にMA(白い部分)が分散した組織となっているが、従来

鋼に比べ低C化したSteel A, Bは、MAが微細になるとともに、生成量もSteel Cが3.8%(面積分率)に対し、Steel A, Bはそれぞれ2.4%, 1.1%と大幅に減少している。このことから、狙いどおり低C化によりHAZでのMAを減少させることができ、これが、Steel A, Bの靱性改善の主要因となっていると推察できる。

さらに、Steel BとAとでは、HAZのマトリックス組織であるベイナイトの組織形態に差が生じている。Steel Bは、ラスの向きが揃った束状の形態のベイナイト(ベイニティックフェライト⁶⁾: β_B)であるのに対し、Steel Aは、ラスの方位が比較的ランダムな形態のベイナイト(グラニユラベイニティックフェライト⁶⁾: β_A)となっ

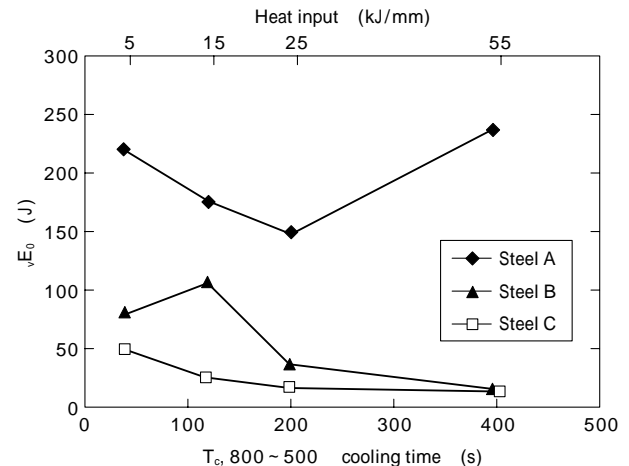


図1 溶接再現熱サイクル材のシャルピ吸収エネルギーに与えるC量の影響

Fig. 1 Effect of C content on Charpy absorbed energy of simulated HAZ

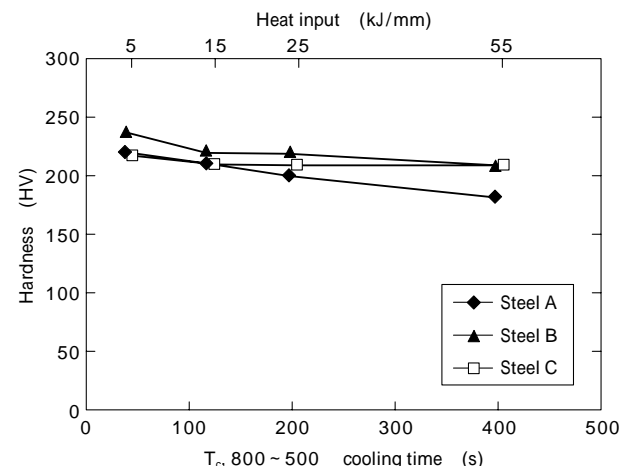


図2 溶接再現熱サイクル材の硬さ

Fig. 2 Hardness of simulated HAZ

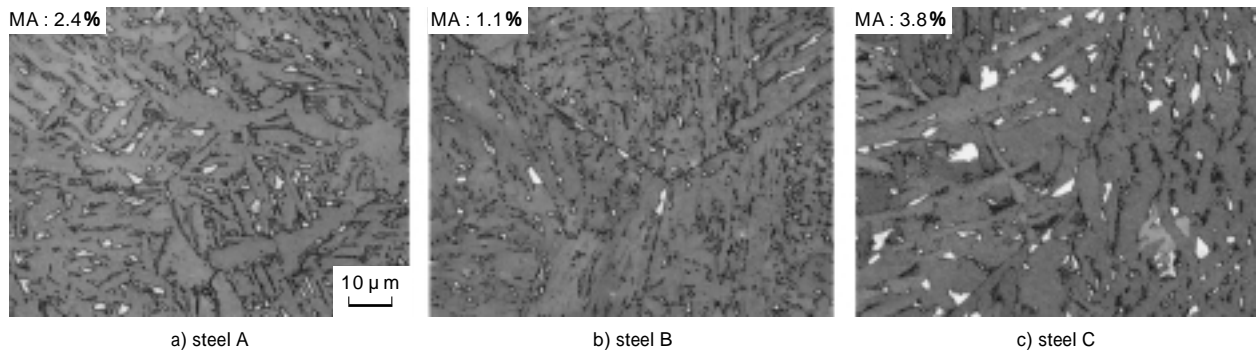


写真1 溶接再現熱サイクル材における MA の形態 ($T_c = 200s$)
Photo 1 Morphology of MA of simulated HAZ ($T_c = 200s$)

ている。このベイナイトの組織形態の差が大入熱での HAZ 靱性に大きく影響を与えていると推察できる。

2.2.3 考察

低C系では中高C系と異なり、 C_{eq} 値を増加させない炭化物生成元素よりも、炭化物非生成元素の方が HAZ 靱性の観点からは有利であることが明らかとなったが、この原因は以下のように考察できる。 C_{eq} 値は中高C系における MA の生成のしやすさに対応していると考えられるが、低C系では MA が劇的に低減することで、MA が HAZ 靱性の支配因子ではなくなるために、HAZ 靱性が C_{eq} 値と対応しなくなるものと考えられる。

一方、低C系においては、MA に代わってベイナイトの組織形態が HAZ 靱性の支配因子となり、炭化物生成元素はベイナイトの組織形態を β_B から β'_B にすることで靱性を劣化させていると考えられる⁷⁾。また、 β'_B が β_B に比べ低靱性となるのは、破壊のときの亀裂の伝播の抵抗となる大傾角の境界（粒界）⁸⁾ が少なくなるためと推察できる（図3参照）。

炭化物生成元素による β'_B の生成のメカニズムは次のように考えられる。低C系においては β_B と β'_B の2種類のベイナイト組織が生成するが⁶⁾、 β_B が拡散を主の変態機構とするのに対し、 β'_B はせん断を主の変態機構としてしていると考えられる^{9),10)}。炭化物生成元素及び炭化物非生成元素が CCT (Continuous cooling transformation diagram) に及ぼす影響の模式図を図4に示す。炭化物非生成元素は熱力学的にオーステナイト()を安定化させ、それぞれの組織の変態温度を低温化することで焼入れ性を高める。一方、炭化物生成元素は熱力学的に

を安定化させず、速度論的に変態を抑制することから、せん断型である β'_B には影響を与えずに、拡散型である β_B のみを抑制すると考えられる。この結果、炭化物生成元素は β'_B の生成を促進すると推察できる。

上記のようなメカニズムにより、低C化に加えて炭化物非生成元素を高めた成分系において微細低Cベイナイト組織が得られ、大入熱溶接時においても良好な HAZ 靱性を得ることができているものと考えられる。

3. 開発鋼の特性

上述の検討結果をもとに、微細低Cベイナイト組織の活用による大入熱 HAZ 靱性の改善を狙った SA440 開発鋼板の工場試作を行った。以下に、開発鋼の母材性能及び溶接継手性能を評価した結果について述べる。

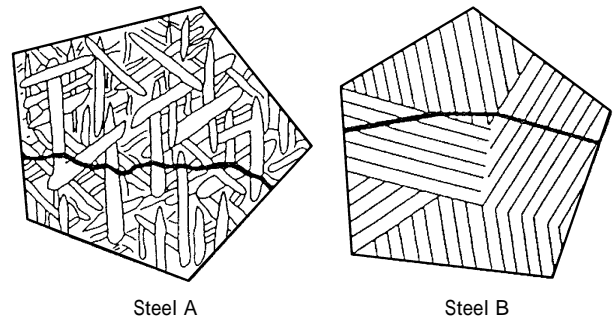
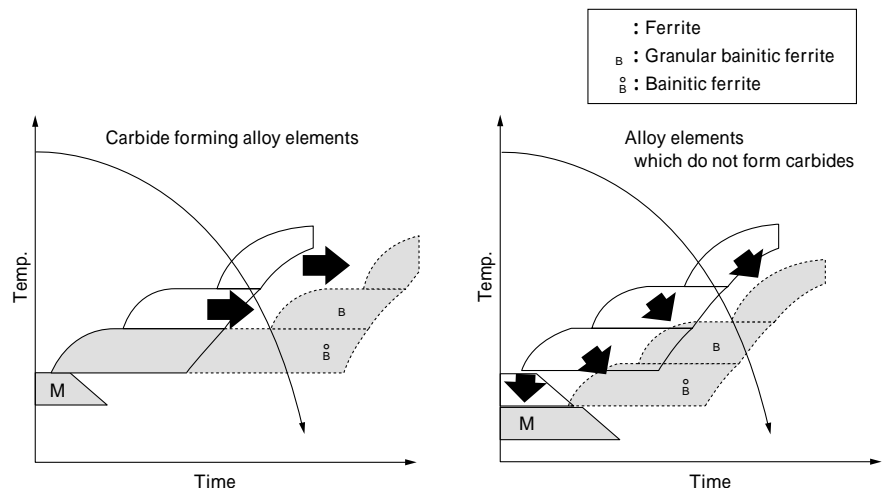


図3 鋼種 A と鋼種 B での破壊形態の変化の模式図
Fig. 3 Schematic illustration of difference between steel A and B on morphology of fracture in HAZ

図4 CCT に与える合金元素の影響の模式図

Fig. 4 Schematic illustration of effect of alloy elements on CCT



3.1 化学成分及び製造方法

開発鋼の化学成分を表3に示す。開発鋼の成分は、従来鋼にくらべ、大幅に低C化しているのが特徴である。さらに、炭化物生成元素であるMo, Vをフリーとしつつ、炭化物非生成元素であるMn, Cu, Ni, Crを高めると同時に、焼入れ性を一層確保する観点からBの添加を行っている。また、HAZにおける旧粒径の微細化による高靱化を目的にTiも微量添加した。連铸スラブを板厚80mmに熱間圧延を行い、二相域熱処理を含む熱処理を施し、供試材とした。

3.2 母材特性

開発鋼の母材の機械的特性を表4に示す。開発鋼は板厚80mmという厚肉においても十分な引張強度を有すると同時に、YR（降伏比）も75%と規格を十分に満足できている。また、衝撃特性についても0のシャルビ吸収エネルギーは223Jと極めて高い値を示している。

開発鋼の母材ミクロ組織は写真2に示すように、フェライトなどが混合した複合組織ではなく、ベイナイト単一組織であり、ベイナイト組織のラス境界に第二相組織をともなった組織となっている。この第二相組織により低YRを実現できているものと考えられる。

3.3 超大入熱溶接継手特性

板厚80mmの開発鋼をスキンプレート及びダイアフラムとして、エレクトロスラグ溶接（溶接入熱102kJ/mm）を行い、開発鋼の超大入熱溶接継手の靱性を評価した結果を、図5に示す。従来鋼ではボンド部でのシャルビ吸収エネルギーが22Jと低い値になっているのに対して、開発

鋼では90Jと大幅に改善できている。ボンド部のミクロ組織を写真3に示す。狙いとしたように、微細なMAを有した微細なベイナイト組織を呈しており、これにより良好な靱性を示しているといえる。

3.4 溶接性

開発鋼は、y型溶接割れ試験（SMAW）において、予熱温度0においてもルート割れの発生は防止できており、良好な耐割れ性を有している。

むすび=微細低Cベイナイト組織の活用という全く新しいコンセプトにより、建築構造用590MPa級SA440の厚肉化、大入熱化を検討した。その結果、1)低C化によ

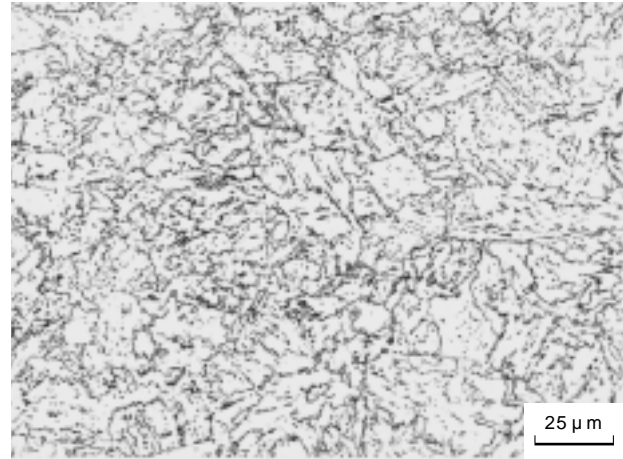


写真2 開発鋼のミクロ組織（位置：t/4）

Photo 2 Microstructure of developed steel (Position : t/4)

表3 開発鋼と従来鋼の化学成分

Table 3 Chemical compositions of developed and conventional steel

Steel	Chemical composition (%)								
	C	Si	Mn	Cr	Ti	B	Others	C _{eq}	P _{cm}
Developed	0.04	0.13	1.57	0.75	0.014	0.0011	Cu, Ni, Nb	0.46	0.22
Conventional	0.12	0.25	1.45	0	0	0	Cu, Ni, Mo, V, Nb	0.43	0.24

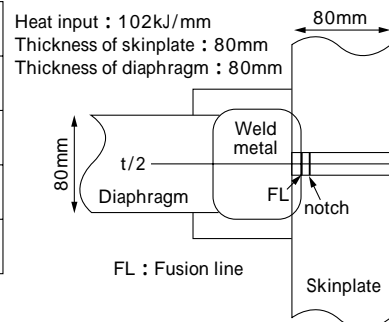
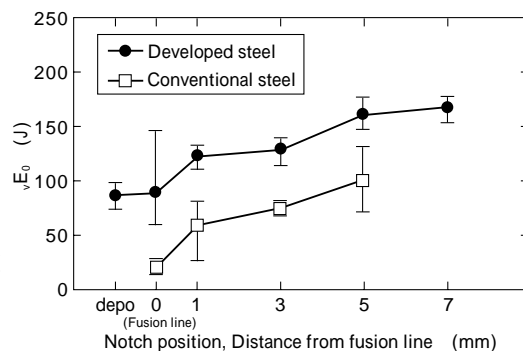
表4 開発鋼の機械的特性

Table 4 Mechanical properties of developed steel

Steel	Thickness (mm)	Position	Tensile properties				Impact property of base plate $\sqrt{E_0}$ (J)
			YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	El. (%)	
Developed	80	t/4	473	630	75	31	223
		t/2	482	626	77	29	213
Spec.		t/4	440 ~ 540	590 ~ 740	80	20	47

図5 開発鋼のエレクトロスラグ溶接継手部の靱性

Fig. 5 Charpy absorbed energy of welded joint by ESW of developed steel



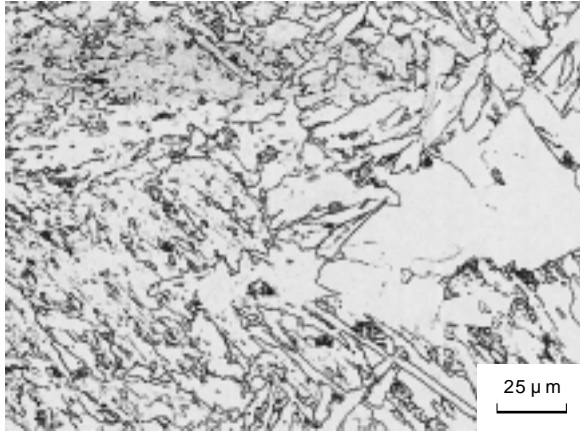


写真3 開発鋼のエレクトロスラグ溶接継手のボンド組織
 Photo 3 Microstructure at fusion line of welded joint by ESW of developed steel (Heat input : 102kJ/min)

り上部ベイナイト中の MA が大幅に低減できること, 2) 低 C ベイナイト組織の微細化(ラスの束状化の抑制)には炭化物非生成元素の添加が有効であること, 3) これらにより, 厚肉においても強度を確保しつつ, 大入熱 HAZ 靱性を大幅に改善できること, を見出した。

これらの知見のもとに, 100kJ/mm という超大入熱溶接

においても, 母材規格値を大幅に上回る良好な HAZ 靱性 ($\sqrt{E_0} = 90\text{J}$) を示す厚肉の SA440 鋼板の開発に目処を得た。

参考文献

- 1) 安部研吾ほか: R&D 神戸製鋼技報, Vol.46, No.3 (1996) p.9.
- 2) 岡野重雄ほか: 鉄構技術, 10 (2001) p.51.
- 3) 建設省建築研究所 鋼材倶楽部: 高性能鋼利用技術指針(1994)
- 4) 笠松 裕ほか: 鉄と鋼, Vol.65, No.8 (1979) p.92.
- 5) 山戸一成ほか: 鉄と鋼, Vol.50, No.11 (1981) p.11.
- 6) 鋼のベイナイト写真集 - : 日本鉄鋼協会 (1992)
- 7) 勝亦正昭ほか: (極)低炭素鋼のベイナイト組織と変態挙動に関する最近の研究, 日本鉄鋼協会基礎研究会, (1994) p.41.
- 8) J. R. YANG: Journal of Materials Science Letters, Vol.12 (1993), p.1290.
- 9) 山本定弘ほか: (極)低炭素鋼のベイナイト組織と変態挙動に関する最近の研究, 日本鉄鋼協会基礎研究会 (1994) p.17.
- 10) 林透ほか: (極)低炭素鋼のベイナイト組織と変態挙動に関する最近の研究, 日本鉄鋼協会基礎研究会 (1994) p.33.