

建設機械・産業機械用鋼材の開発と進歩

Development and Progress of Steels for Construction and Industrial Machinery Use

鹿内伸夫
Nobuo Shikanai

JFE スチール (株) スチール研究所
厚板・形鋼研究部 部長

1 はじめに

近年のエネルギー需要の増大や新興国の産業基盤整備の進展にともない、建設機械、産業機械の生産は図1¹⁾に示すように順調な伸びを示し、また使用される鋼材も需要が大幅に増加傾向にある。至近では、世界経済の減速により需要も一時期よりも低下しつつあるが、一定量の需要が見込める。機械の大型化や使用環境の苛酷化が進み、部材特性には高強度化や耐磨耗性の向上、低温靱性の向上等が一層求められるようになってきている。また、溶接性や曲げ加工性等のファブリケーションの容易さも、より重要度を増している。

一方、鋼材の製造技術においては、マイクロアロイ活用技術の深化、新たな熱処理技術の進展により、革新的なマイクロ組織制御技術が開発されている。熱処理は、従来、圧延ラインとは別のオフライン設備において焼入れ焼戻しが行われていた。近年、圧延ラインと連続したオンラインにおいて圧延直後に直接焼入れを行い、さらにライン上の加熱装置において急速加熱焼戻しする技術が実用化されている²⁾。熱処理をオンライン化することにより、多くの需要にタイムリーに応える生産性を実現し、かつ材質特性に優れた鋼材の造りこみが

可能になっている。

本解説においては、主に建設機械・産業機械の構造部材に用いられる高張力鋼と、磨耗部材に使用される耐磨耗鋼に関して、近年開発された新たな組織制御技術と高性能鋼材について述べる。

2 建産機用高張力鋼板

2.1 高強度化および高靱化

近年、建産機の厚鋼板使用分野では、クレーンなどの構造物の大型化や軽量化、使用環境の苛酷化を背景として、使用される鋼材の超高強度化および高靱化ニーズが高まっている。このような市場ニーズに対応するため、優れた低温靱性を特長とした降伏強さ(以下、YP) 685 ~ 1300MPa級の超高張力鋼が開発されている³⁻⁷⁾。

高張力鋼は、通常、熱処理(焼入れ・焼戻し)により製造される。焼入れには、圧延・空冷後にオーステナイト域まで再加熱して、焼入れ処理に供する再加熱焼入れ⁷⁾、または圧延後にそのまま焼入れ処理に供する直接焼入れ³⁻⁶⁾のいずれかの方法が適用されている。直接焼入れは、制御圧延との組合せにより、高度な組織制御が可能である。

図2^{3,4)}および図3^{3,4)}に制御圧延後の直接焼入れによって、オースフォーム^{8,9)}を活用したYP960MPa級鋼の開発例を示す。未再結晶域圧延材は、再結晶域圧延材よりも、旧オーステナイト粒が大きく展伸し、かつ組織の微細化が認められる。圧延仕上げ温度の低下にともない、強度が上昇するとともに靱性が向上している。強度・靱性バランスの向上は、オースフォームによる転位密度の上昇および有効結晶粒の微細化によるものである。

さらに、焼戻しには、一般的にオフライン熱処理炉が用いられるが、最近では、誘導加熱方式を採用したオンライン型の急速加熱焼戻し装置²⁾を活用した建産機用厚鋼板の製造例

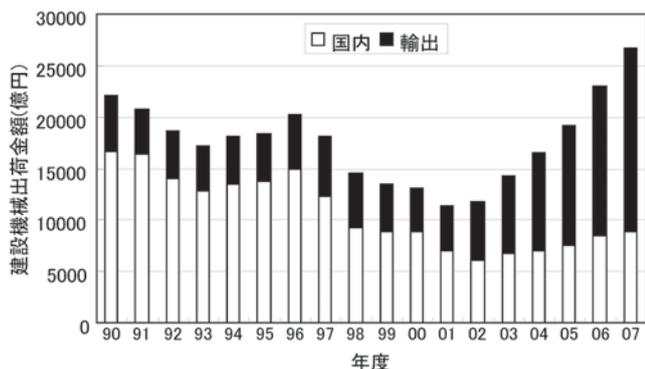


図1 建設機械出荷金額の年度推移¹⁾

が報告されている^{3,4)}。

図4^{3,4)}および図5^{3,4)}にオースフォームおよび急速加熱焼戻しの適用によって、セメンタイトを均一微細分散させ、低温靱性を向上させたYP1100MPa級鋼の開発例を示す。

オースフォームを適用して生成した高転位密度マルテンサイトは、焼戻しにおいて析出するセメンタイトの析出サイトが増加している。さらに、この状態で急速加熱焼戻しをすることで、セメンタイトがラス界面、ラス内部の両方から析出し、均一微細分散する^{3,4,10,11)}。セメンタイトは脆性破壊の起点として作用する¹²⁾ため、セメンタイトが最も微細に分散しているオースフォーム適用の急速加熱焼戻し材が、最も低温靱性に優れる。

2.2 溶接性の向上

一般に高張力鋼は、高強度化にともなって、靱性ととも溶接性が低下する。このため、高強度と優れた溶接性を同時に兼ね備えることが必要である¹³⁾。

溶接性の向上には、一般的に、炭素当量の低減などの合金元素の低減が有効である。直接焼入れは、より低い炭素当量

で、再加熱焼入れと同等の強度が得られる¹⁴⁾ため、直接焼入れの適用は、溶接性の向上に有効である。

図6^{5,6)}にYP685およびYP885MPa級鋼の溶接性を、y形溶接割れ試験によって調べた結果を示す。いずれの材料も、常温でも割れの発生が認められない。これは、適切な合金成分を選定し、Nb、V、Tiなどのマイクロアロイを活用するとともに直接焼入れを適用している⁵⁾ためである。YP685MPa級鋼では、 $C_{eq}=0.39$ ⁵⁾、YP885MPa級鋼では $P_{cm}=0.25$ ⁶⁾であり、低合金設計が実現されている。

2.3 耐遅れ破壊特性の向上

鉄鋼材料は、一般的に引張強さで1200MPa以上になると耐遅れ破壊特性が低下する¹⁵⁾ため、特にYP1100MPa以上の超高強度建産機用厚鋼板の実用化に当たっては、鋼材の耐遅れ破壊特性を向上させることが必要である。

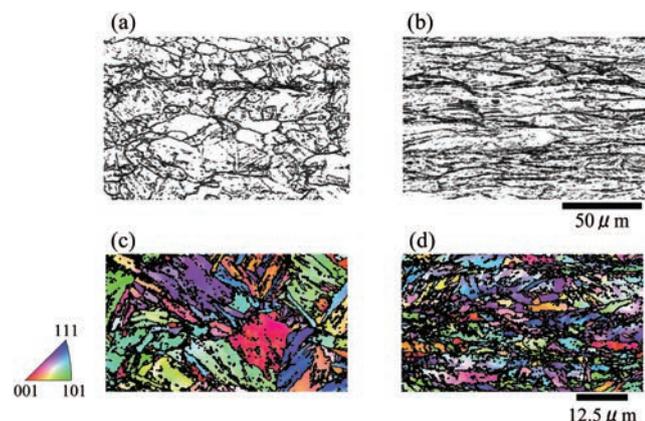


図2 ミクロ組織に及ぼすオースフォームの影響 (YP960MPa級鋼)、(a, b) 光学顕微鏡写真 (ピクリン酸エッチング)、(c, d) EBSDによる結晶方位図、(a, c)、(b, d)の圧延仕上げ温度：924、782℃^{3,4)}

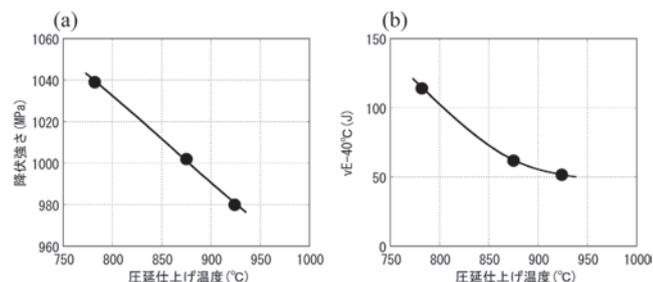


図3 機械的性質に及ぼすオースフォームの影響 (YP960MPa級鋼)、(a) 降伏強さ、(b) -40℃におけるシャルピー吸収エネルギー^{3,4)}

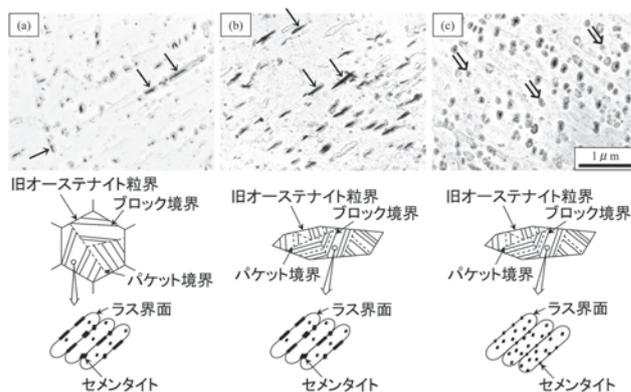


図4 オースフォームおよび急速加熱焼戻しによるセメンタイトの均一微細分散 (YP1100MPa級鋼)、(a) 再結晶域圧延後焼入れ、(b, c) 未再結晶域圧延後焼入れ、(a, b)、(c)の昇温速度：0.3、20℃/s (→：ラス界面、⇒：ラス内部)^{3,4)}

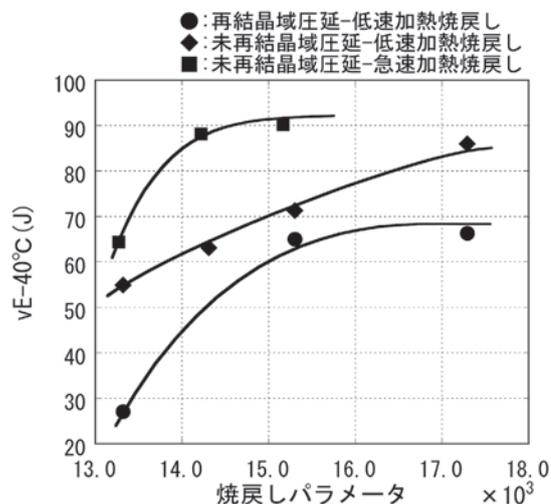


図5 オースフォームおよび急速加熱焼戻しによる低温靱性の向上 (YP1100MPa級鋼)^{3,4)}

図7に^{3,4)} YP960 および YP1100MPa 級鋼のオースフォーム適用材を用いて、図4に示した急速加熱焼戻しによるセメントタイトの微細分散化が耐遅れ破壊特性に及ぼす影響を調べた結果を示す。

セメントタイトが粗大な低速加熱焼戻し材は、引張強さ1100MPa以上で遅れ破壊に対する安全性を示す耐遅れ破壊安全度指数が大きく低下している。一方、セメントタイトを微細分散させた急速加熱焼戻し材は、引張強さ1300MPa級においても指数の低下は認められず、優れた耐遅れ破壊特性を示している。

急速加熱焼戻し材は、水素のトラップサイトとなる¹⁶⁾セメントタイトの微細分散にともなって、水素の存在箇所も分散する³⁾。このため、低速加熱焼戻し材で観察された水素による擬へき開破壊が抑制され、延性破壊に変化したことによって、優れた耐遅れ破壊特性を示したと考えられる。

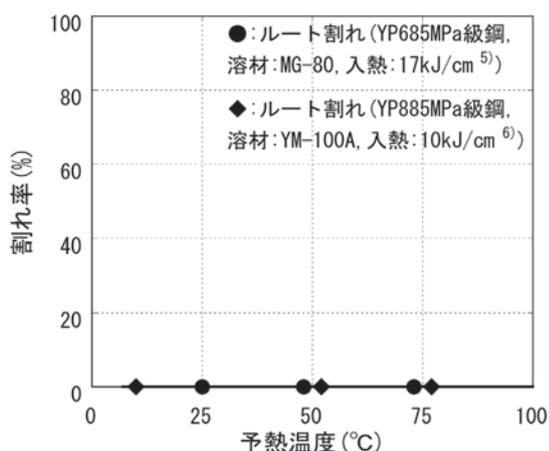


図6 y形溶接割れ試験結果 (YP685、YP885MPa 級鋼)^{5,6)}

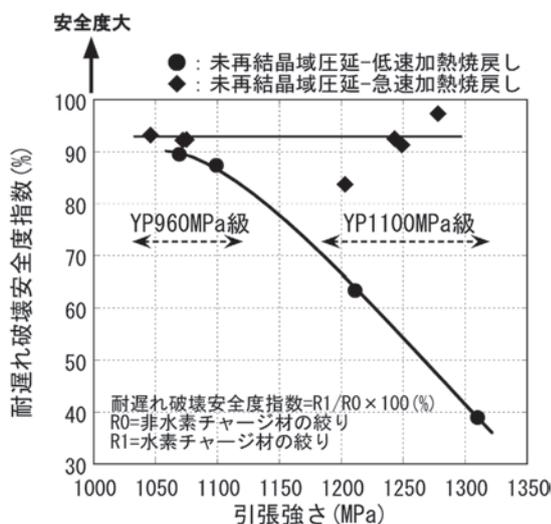


図7 オースフォームおよび急速加熱焼戻しによる耐遅れ破壊特性の向上 (YP960、YP1100MPa 級鋼)^{3,4)}

3 耐摩耗鋼

3.1 耐摩耗鋼に要望される特性

建産機に使用される磨耗部材の耐摩耗性改善は、製作時のイニシャルコストだけでなく、部材の補修などのランニングコストにも大きなウエイトを占め、従来から重要な課題である。このような課題に対し、磨耗の形態やメカニズム、材料特性の影響など、これまでも耐摩耗性向上のための多くの検討が行われてきたが¹⁷⁻²¹⁾、必ずしも十分に解明されていない。しかしながら、実用上は硬度の上昇が耐摩耗性を向上させることが広く知られており、耐摩耗鋼は主として高硬度鋼の開発に主眼を置いて実施されてきた。

実用耐摩耗鋼としては、低合金鋼、高Mn オーステナイト鋼、鋳鉄等があげられる。これらの耐摩耗鋼は材料特性と用途によって使い分けられている。本解説においては、最も広く使用されている低合金耐摩耗鋼に関して述べる。

低合金耐摩耗鋼 (以降、耐摩耗鋼と表記する) は、耐摩耗性の向上とともに、施工性としての溶接性、韌性、曲げ加工性などが重要な特性である。一般に耐摩耗性を向上させるための硬度の上昇は施工性を低下させるため、両者を同時に兼ね備えるための開発が推進されてきている。

3.2 耐摩耗性と溶接性・加工性の向上

一般に、耐摩耗鋼は、耐摩耗性と溶接性を両立させるために低合金成分を熱処理することで、マルテンサイト主体の組織としている。微量添加で大幅に焼入性が向上するBの活用が重要であり、1970年以降、B添加型耐摩耗鋼板が開発されてきた^{5,22-29)}。表1に代表的な耐摩耗鋼板の特性例を示す。

磨耗特性は、一般的に硬度の上昇により向上する³⁰⁾。また、マルテンサイト硬度はC量と相関がある³¹⁾。したがって、低合金耐摩耗鋼の成分設計には、目的硬度に応じたC量の調整と、マルテンサイトをj得るために必要な焼入性の確保が重要である。同時に、溶接性を考慮して、Ni、Cr、Moといった合金元素の多量添加を避ける必要もある。炭素当量の上限を規制し、溶接性の改善を図った耐摩耗鋼板も開発されている⁵⁾。磨耗特性は、ASTM G-65で規定されているラバーホイール磨耗試験などで評価されている。図8に示すように、SS400と比較し、HB400級で2～4倍、HB500級で4～6倍程度の耐摩耗性を有することが報告されている³²⁾。

一方、マトリクス硬度を著しく高めることなく、耐摩耗性を向上させる材料設計技術も開発されている。マトリクス中に硬質相を多量に分散させることで、マトリクス硬度から予想される耐摩耗性を超える耐摩耗性を達成することが可能である。図8にはその一例も併せて示す。HB450級の表面硬度レベルであるが、HB500級の1.5倍程度の優れた耐摩耗性を

有している。

3.3 低温靱性の向上

高山や北米などの寒冷地域で使用される耐磨耗鋼板の低温靱性改善への要求が高まってきている。

一般的に、耐磨耗鋼は、耐磨耗性を向上させるための高硬度化を主に材質設計してきており、靱性改善に注力されてこなかった。マルテンサイト鋼において、靱性を支配する組織単位はパケットであり、パケットサイズは旧オーステナイト粒径の微細化にともない小さくなることが知られている³³⁾。

したがって、耐磨耗鋼の低温靱性改善には、結晶粒径の微細化が有効である。低温靱性要求に対し、Nb、V、Tiなどのマイクロアロイを微量添加し、それらの微細析出物のピンニング効果を活用することにより、結晶粒径の微細化を達成し、低温靱性改善を図った高性能耐磨耗鋼板が開発されている⁴⁾。図9および図10に、低温靱性に優れた高性能耐磨耗鋼板の旧オーステナイト粒径とシャルピー衝撃特性を示す。従来鋼と比較し、粒径も微細化しており、その結果、-40℃という低温域でも優れたシャルピー衝撃特性を有している。

今後も、高性能耐磨耗鋼の需要はさらに増加するものと予

想される。

3.4 耐破壊特性の向上

耐磨耗鋼板は、引張強さが1200～1600MPaと高いため、ガス切断や溶接によって侵入する水素に起因した遅れ破壊などが生じることがある³⁴⁾。この遅れ破壊は、一般に、粒界破面が観察されるため、これを抑制するためには結晶粒界を強化する必要がある。粒界偏析しやすいP等の不純物を低減するとともに、結晶粒の微細化等の対策を実施している。

また、溶接材料から侵入する水素を低減するために、被覆アーク溶接から低水素系のソリッドワイヤを用いたCO₂溶接が広く使用されてきており、溶接部の割れ抑制に効果を示している。さらに、溶接後の養生、予熱実施等の施工面からの管理も重要な対応策である。

今後、さらなる耐磨耗性の向上に対応するために、より高強度・高硬度な耐磨耗鋼を開発、実用化していく必要がある。これを実現していくためには、材料の耐遅れ破壊性の向上に加えて、ユーザーにおける施工管理強化も併せていくことが必要であり、材料メーカーとユーザーのより緊密な連携が期待される。

表1 低合金耐磨耗鋼板の特性例

Grade.	Thickness mm	Chemical composition mass%				Ceq %	Mechanical properties		Reference
		C	Si	Mn	Others		Surface Hardness HB	Charpy Absorbed Energy J	
HB400	15	0.12	0.5	1.4	Ti,Al,Nb,B	0.37 ⁽²⁾	400	-	7
	19	0.15	0.34	1.44	Cr,Ti,B	0.45 ⁽¹⁾	385	-	24
	19	0.15	0.41	1.20	Nb,V,Ti,etc.	0.39 ⁽²⁾	390	65J(-40℃)	5
HB500	10	0.24	0.25	0.7	Cr,Al,Nb,B	0.49 ⁽²⁾	500	-	7
	19	0.32	0.23	1.07	Cr,Ti,B	0.61 ⁽¹⁾	508	-	24
	20	0.26	0.31	1.33	Nb,V,Ti,etc.	0.53 ⁽²⁾	500	42J(-40℃)	5
HB600	8	0.41	0.2	0.5	Cr,Ni,Ti,Al,B	0.72 ⁽²⁾	600	-	7

(1) C+Mn/6+Si/24+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14
 (2) C+Mn/6+Cu/15+Ni/15+Cr/5+Mo/5+V/5

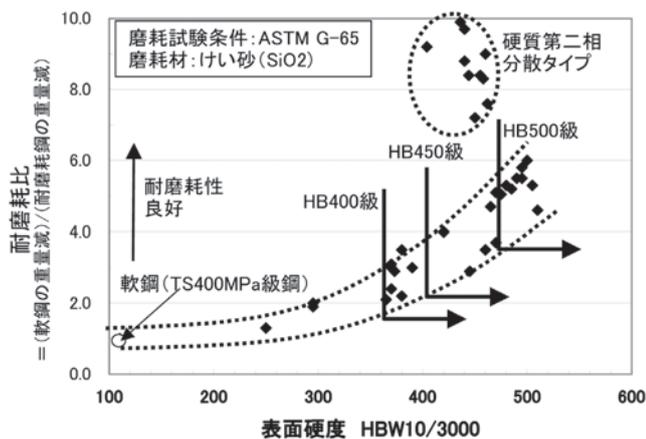


図8 硬度和耐磨耗性の関係³²⁾
 HBW10/3000 (超硬合金10mmの圧子にて3000kgの荷重)

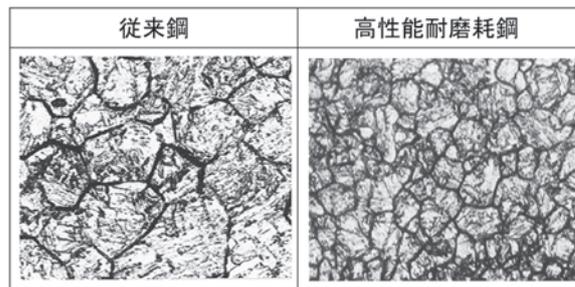


図9 従来鋼と高性能耐磨耗鋼板の粒径⁵⁾

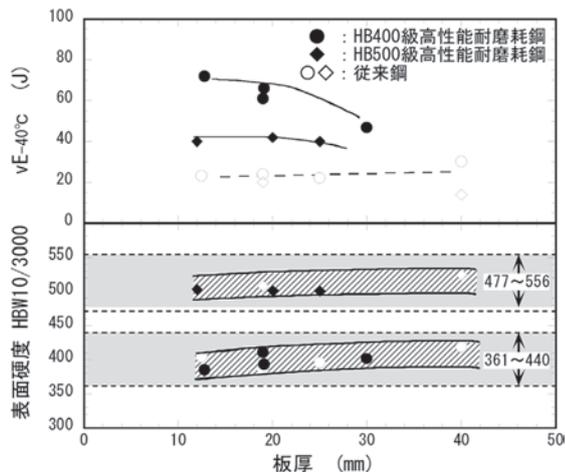


図10 低温靱性に優れた高性能耐摩耗鋼板の特性例⁵⁾

4 まとめ

建設機械・産業機械においても、他産業と同様に、環境や安全面からの性能向上の要求が今後より一層強まると考えられる。環境面からは、CO₂削減、燃費向上を目的とした軽量化の要求がより一層求められ、使用鋼材の高強度化の流れは今後も続く予想される。また、ライフサイクルコストの観点から補修費低減等の要求により、耐摩耗性のさらなる向上も必要とされる。高強度化や耐摩耗性の向上にともなって、安全面からは遅れ破壊への対策も重要である。耐破壊特性の向上技術は、ファブリケーションとの連携が従来よりもますます必要になってくると考えられる。

鋼材の製造技術においては、近年、オースフォームとオンラインでの急速加熱焼戻しによる炭化物均一微細分散化技術等の新たなブレイクスルー技術が開発されてきた。その結果、強度靱性バランスや耐遅れ破壊特性等の鋼材性能の向上が、生産性の向上とともに達成された。今後さらに、新たな鋼材の化学成分設計や製造技術の開発が進められ、ユーザーニーズを先取りするような商品開発が期待される。

参考文献

- (社)日本建設機械工業会 統計データ
- A.Fujibayashi, Y.Hino, T.Matsuoka, M.Sugioka and K.Omata : Papers of Seminar on Construction of Petroleum Storage, China, (2004), 204.
- 長尾彰英, 林謙次, 大井健次, 伊藤高幸, 平田健二 : まてりあ, 47 (2008), 93.
- 長尾彰英, 伊藤高幸, 小日向忠 : JFE技報, 18 (2007), 29.
- 室田康宏, 阿部隆, 橋本正幸 : JFE技報, 5 (2004), 51.
- 奥島基裕, 田中睦人 : CAMP-ISIJ, 8 (1995), 698.
- B.Ahlblom, P.Hansson and T.Narström : Materials Sci.Forum, 539-543 (2007), 4515.
- 牧正志, 田村今男 : 熱処理, 26 (1986), 353.
- 牧正志 : 熱処理, 37 (1997), 5.
- 長尾彰英, 大井健次, 三田尾真司, 梶田恭之, 杉岡正敏 : まてりあ, 44 (2005), 148.
- A.Nagao, K.Hayashi, K.Oi, S.Mitao and N.Shikanai : Materials Sci.Forum, 539-543 (2007), 4720.
- E.A.Almond, D.H.Timbres and J.D.Embury : Fracture 1969, Chapman and Hall (1969), 253.
- 高野悠敬 : 溶接学会誌, 62 (1993), 448.
- 寺嶋久栄, 古君修 : 溶接学会誌, 55 (1986), 411.
- 松山晋作 : 遅れ破壊, 日刊工業新聞社, (1989), 67.
- J.P.Hirth : Metall.Trans.A, 11A (1980), 861.
- 菊地正夫, 増田喜久男, 喜多清, 橋本建次, 山田俊宏, 渡辺貞四郎, 大浜信一, 梅田高照 : 鋳物のアブレ-ジブ摩耗, (1980), 19.
- 天野昌春 : KOMATSU TECHNIAL REPORT, 45 (1999) 1, 19.
- 橋本建次 : 鋳物のアブレ-ジブ摩耗, (1980), 9.
- M.Sampson : Matetials Technol.Congr., 1 (1986), 2-B-10.
- J.J.Moore, R.Perez, A.Gangopadhyay and J.E.Eggert : International Journal of Mineral Proceeding, 22 (1988), 313.
- 山本智彦, 奥島基裕, 井上周士, 原賢一 : CAMP-ISIJ, 9 (1996), 440.
- 織田一彦, 酒井一夫, 渡辺祐一, 中村昌明, 番博道, 邦武立郎, 大谷泰夫 : 住友金属, 28 (1976) 4, 32.
- 鹿内伸夫, 山田真 : 日本鋼管技報, 108 (1985), 75.
- 渡辺征一, 小松原望, 善永悠, 渡辺祐一, 中村昌明 : 住友金属, 37 (1985) 2, 150.
- 前田隆雄, 川畑友弥, 頭川善隆 : 住友金属, 50 (1998) 1, 113.
- 小松原望, 渡辺征一 : 金属, 55 (1985) 7, 60.
- 川畑友弥, 大西一志, 前田隆雄 : 建設機械, 39 (2003) 8, 44.
- H-J Kaiser, A.Kern, U.Schriever and H.Wegmann : Schweissen Schneiden, 50 (1998), 9, E181.
- 田中淳一, 大内千秋, 大須賀立美, 武田宣正, 畝正夫 : 日本鋼管技報, 55 (1971), 53.
- 上野正勝, 伊藤亀太郎 : 鉄と鋼, 74 (1988), 910.
- JFE技報, 18 (2007), 72.
- 牧正志, 田村今男 : 鉄と鋼, 67 (1981), 852.
- 溶接学会溶接冶金研究委員会 : 鉄鋼溶接部の破面写真集, (1982), 518.

(2008年12月22日受付)