

特集

世界に視る溶接・接合科学技術のフロントライン

第III部 溶接・接合技術のフロントライン

ヨーロッパで展開されている 溶接材料*

L. カールソン** , H.K.D.H. バーデシア***



L. カールソン



H.K.D.H. バーデシア

The Latest Trend of Welding Material in Europe*

by L. Karlsson** and H.K.D.H. Bhadeshia***

キーワード

高強度鋼用溶接材料, 高張力鋼用溶接材料, ベイナイト, 2相ステンレス鋼, 残留応力, ニッケル合金

1. はじめに

本論文は、先進構造技術の構造的完全性を確立するための新しい溶接材料に関する研究についての調査結果を選定し表したものである。材料研究においては冶金的な経験による理論と洞察に基づくとともに、最新の計測機器を使用することにより非常に大きい技術の進歩があることが明らかになっている。日本の溶接学会が学会誌特別号へ掲載してくれたことに感謝する。

2. 高張力鋼溶接金属

700MPa を超える強度を持つ鋼材の使用が増えてきているため、より高強度の溶接材料が必要となってきた。鍛鋼 (WS) の生産に対して、通常溶接金属の強度および靱性は合金により構成される必要がある。強度を向上させるにはさまざまな方法があるが、靱性を確保したまま強度を向上することが課題となっている。溶接条件のばらつきがあった場合にも敏感に反応しないように、構成する特性は堅牢でなければならない。高張力鋼では他の問題も顕著になってくる。例えば、疲労抵抗および水素脆性である。

これまで論じられてきたことは、フェライト系溶接金属に添加される溶質濃度は、マルテンサイトの生成および脆性破壊を防ぐために、可能な限り低く設定しなければならないということである。溶接金属の降伏強さは、通常 350~550MPa の範囲であるが、靱性を犠牲にするときに高い数値を達成できる。このような溶接金属の

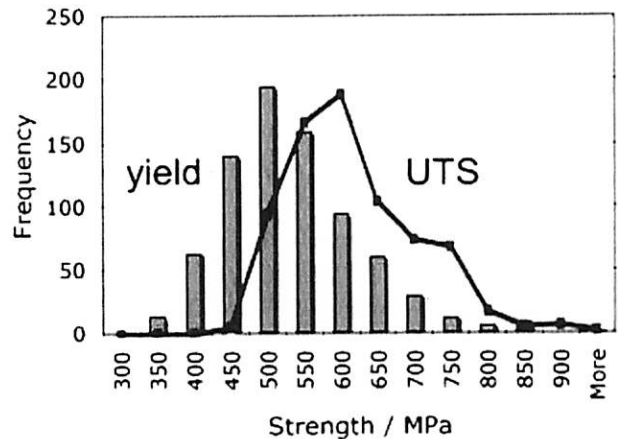


図1 フェライト鋼溶接金属の強度分布。800 の溶接合金からデータを採取。UTS は、最大高張力を表す。*からのデータ

マイクロ組織は、他形フェライト (a)、ウイドマンシュテッテンフェライト (aw)、針状フェライト (aa)、いわゆるマイクロフェーズ (少量の残留オーステナイトとマルテンサイト) の混合で構成されている¹⁰⁾。他形フェライトは、強度が弱く、ウイドマンシュテッテンフェライトは、靱性が乏しい。このため、針状フェライトが強化材となり、割れを防ぐことができる。しかし、図1に示されている通り、ほとんど針状フェライトで構成される溶接は、最強の構造用鋼の要求条件を満足していない¹⁰⁾。

本研究では、実際に適用できる信頼性の高い溶接合金を構成するために、ヨーロッパで行われている取り組みを紹介する。

2.1 酸素含有量

降伏までに 700MPa を超える強度を達成するには、大部分のマイクロ組織をベイナイト系またはマルテンサイト系にすることが必要である。これは正常な機械的性質を持つ組み合わせを達成するには、針状フェライトには依

*原稿受付 平成22年11月28日

** ESAB AB, ゴーテブルグ, スウェーデン ESAB AB, Göteborg, Sweden

*** ケンブリッジ大学, 英国 University of Cambridge, U. K.

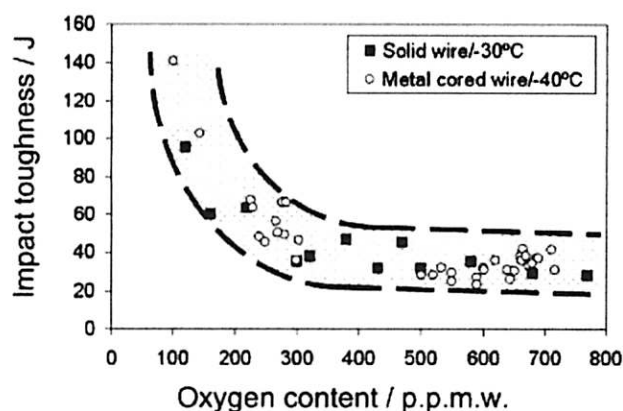


図2 超マルテンサイト溶接金属のシャルピー-V 衝撃靱性テストにおける酸素含有量の影響。異なる溶接プロセスおよび異なる溶接材料により作られた溶接金属は、すべて同じ分布帯にある⁶⁾

存できないということである。針状フェライトは、核生成部位として酸化物の存在に依存している。マルテンサイトなどの相は依存していない。この場合、酸化物は破壊起点となり得るため、酸素含有量は最小限にしなければならない。これは図2に示されている⁵⁻¹⁰⁾。

従って、高張力溶接金属を最適化するには、微量合金成分や不純物を正確に把握し管理すること、また酸素含有量、介在物の量と大きさを最小限にすることである。

2.2 ミクロ組織構成

ベイナイト、マルテンサイトなどのこれまでのミクロ組織や、リーン組成に関連する柔らかいフェライト変種に加えて、高張力鋼中の融合ベイナイトで以前報告されたミクロ組織構成も最近では溶接金属内で明らかになっている(図3)¹¹⁻¹⁴⁾。これは、細かいベイナイト薄板の融合により形成される。それぞれのベイナイト薄板は、別々に核となっているが、成長が長くなると同じ結晶方位内に入っている。電子線後方散乱回析法(EBSD)の研究および集中イオンビーム(FIB)断面手法により、融合ベイナイト粒は、すべての方向で数ミクロンになることが証明されている¹⁵⁾。この成分は、全体として、比較的低い温度で加速要因を形成しているという証拠がある¹⁶⁾。また、ベイナイトとマルテンサイトの開始温度が近い場合に起こりやすいことが確認されている。この粗い相は、機械的性質には有害となるため、新しく高張力溶接合金を設計する場合、これが大量に形成されないように注意しなければならない。

特定の溶接金属成分に対して、どのミクロ組織構成が形成されるかを定める場合、次のステップは機械的性質ならびに溶接方法がどのように数値に影響するかを関係づけることである。

2.3 堅牢性

バランスのとれた混合マルテンサイト/ベイナイト/フェライトミクロ組織は、高張力および高い靱性を示すが、ミクロ組織と特性は冷却速度¹⁷⁻²⁰⁾に対して反応しやすい。これは、図4に異なるNi含有量の溶接金属の場合で例が示されている。

これらの影響を抑えできるだけ減少するためにいろいろな方法を取ることができる。一つの方法は、高張力と

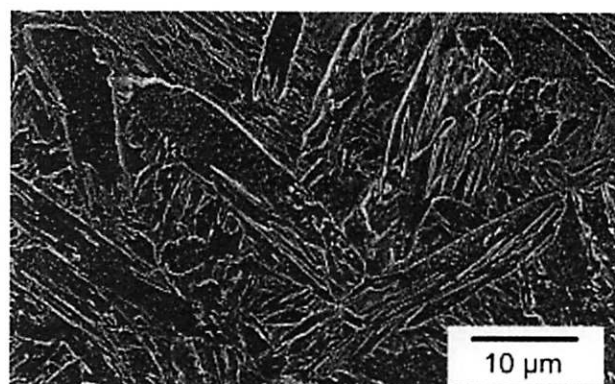


図3 0.08C-10Cr-1Ni-0.3Mo wt% の最終ビードで大きく融合したベイナイト粒。降伏強さが910 MPaを持つ高張力溶接金属

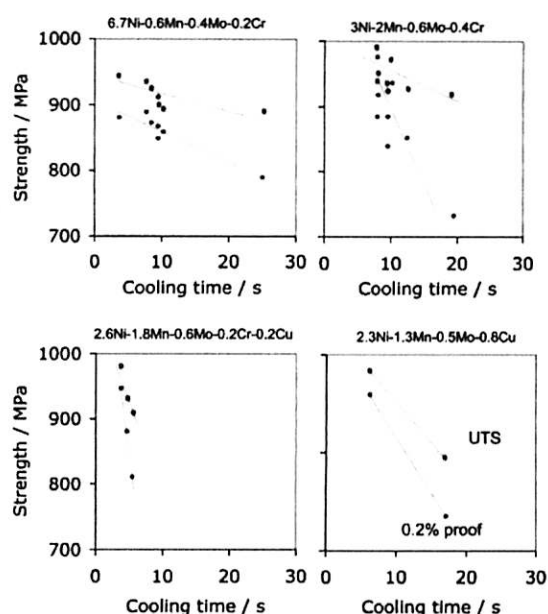


図4 2.3-6.7 wt% の範囲で Ni を含有する溶接金属の800°C から500°C までの冷却時間に対する強度¹⁸⁾

靱性が満足できる構成領域を定義することである。二番目の方法は、合金含有量の高い溶接熱サイクルにおけるばらつきに対して許容度を広げて、後で述べる通り、決められた合金基準から大幅に外すことである。

最初の方法は、高張力鋼用被覆アーク溶接棒(ESAB OK 75.78)を使用した溶接金属での例が示されている。公称成分は、Fe-0.05C-0.3Si-2Mn-3Ni-0.5Cr-0.6Mo wt% (図4)である¹⁹⁾。機械的性質とミクロ組織への溶接パラメータの影響は、高解像度走査型電子顕微鏡を使用して冷却速度の範囲に対して示され(図5)、変態挙動は冷却曲線から評価されている。

次のステップとして、連続冷却図が冷却曲線から作成された。変態温度は、800°C から500°C の間で冷却時間の関数として表示されている。これは、溶接温度サイクルを示すのによく使用される(図6)。

機械的性質は、観察されたミクロ組織と変態挙動との関係性を示している。結果からは、800°C から500°C までの冷却時間が約3秒から13秒までの間で高張力と高靱性

表1 公称7Ni高張力溶接合金の化学成分 (wt%) と機械的性質

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	O	N
0.051	0.38	0.54	0.15	6.70	0.40	0.330	0.130
最大引張強さ / MPa		0.2% 耐力 / MPa		伸び / %	シャルピー吸収エネルギー (-40°C) / J		$\Delta t_{8/5}$ / s
888		850		20.4	96		11

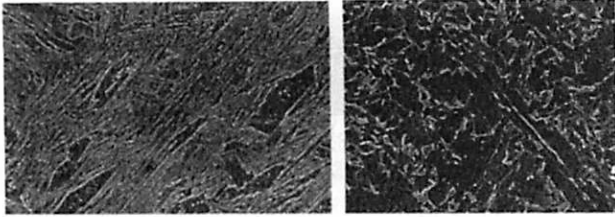


図5 FEGSEM による顕微鏡写真は、二つの冷却時間による溶着したままの最終ビードマイクロ組織の外観を示している。左の写真は、下部ベイナイト、マルテンサイト、融合ベイナイトが急冷溶接金属での主要成分となっている。一方右の写真では、ゆっくり冷却した組織は、上部ベイナイトで多くが構成されている

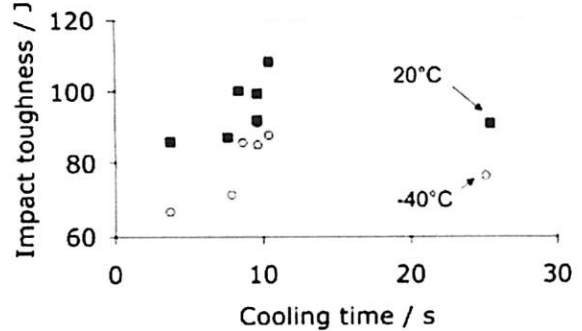


図7 高合金高張力溶接金属の冷却時間の関数 ($\Delta t_{8/5}$) としての衝撃靱性

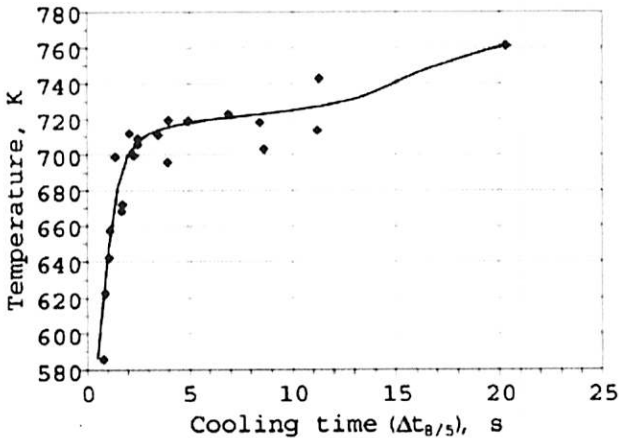


図6 OK 75.78 の場合の実験 CCT 図。800°C から 500°C までの冷却時間の関数として変態開始温度を示している。変態温度は、3 秒以上の冷却時間では徐々に上昇し、冷却時間が短いと急速に低下する

が示されている。この時、異なる比率のマルテンサイト、下部ベイナイト、融合ベイナイト、微細上部ベイナイトにより、微細なマイクロ組織が形成されている。推奨冷却速度範囲は、実際には制限をかけていない、というのは、最高冷却速度を生じさせる溶接方法が望ましい場合はほとんどないからである。さらに懸念されることは、実際の溶接での変態挙動と機械的性質は、母材希釈の影響を受けることである。最近の高張力鋼は合金成分が乏しくなっているためである。従って、異なる希釈レベルに対して対処し特性を維持する方法に焦点が当てられる。

2.4 別の合金化方法

ニューラルネットワークモデルが^{21, 22}に示されている通り、高張力鋼溶接金属に適している新しい成分を開発するという目的で作成された。予測と事前のテストに基づき公称溶接金属構成 0.06C, 7Ni, 0.5Mn wt% が高いレベルで安定し良好な特性を示すことがわかった^{11, 23, 24}。合金化率の高い7Ni 溶接金属は別の方法であり、主にベイ

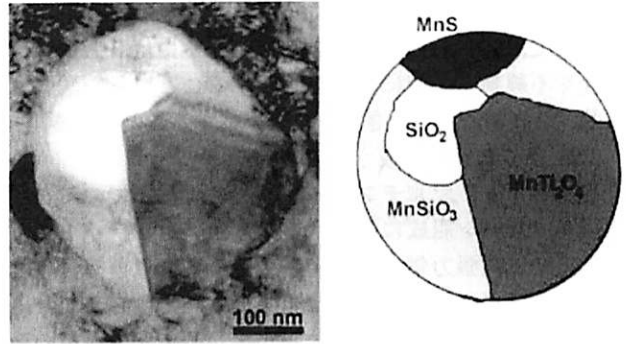


図8 a) 介在物の明視野透過型電子顕微鏡写真 b) 介在物の模式図。存在する相の形態を示している

ナイトで構成され、マルテンサイト成分に冷却時間が限定的に影響している。特性の変化は、図4と表1に示されている。図7は、衝撃強さが高く、冷却速度ではほとんど変化しないことを示している。

2.5 介在物の役割

溶接金属成分は、望ましくないマイクロ組織構成ができるだけ形成されないように注意して設計しなければならない。また、介在物は、針状フェライトの形成に重要な役割を果たすだけでなく、高合金高張力溶接金属におけるベイナイトの形成にも影響を及ぼしている。合金成分または脱酸成分のわずかな変化が、マイクロ組織と機械的性質に大きな影響を及ぼしている。特に、被覆アーク溶接 (SMAW)、フラックスコアードアーク溶接 (FCAW)、サブマージアーク溶接 (SAW) などのフラックスでシールドするプロセスの場合、これは低酸素レベルの追求に伴う課題となっている。

溶接金属中の非金属介在物は、多くの場合異なる組織や構造を持ついくつかの相で構成されている²⁵。図8は、高張力溶接金属内の代表的な複合介在物の例である。フェライトの核生成における介在物の役割について、メカ

ニズムがいくつか示されている¹⁴⁾。Mn 減少ゾーン²⁶⁾があるために、熱膨張における差により生じるひずみ²⁶⁾、とりわけ格子不整合²⁷⁾を起している。しかし、このメカニズムの一つまたはいくつかの影響を及ぼすかどうかはまだ完全にははっきりしていないが、下記に論じている Ti 層の形成は高張力のベイナイトまたはマルテンサイトマイクロ組織では非常に重要である。

多くの提唱された理論の場合、特定の相と隣接するフェライト粒から生じる位置関係が期待される。介在物内の MnTi₂O₄-スピネル相と隣接するフェライト粒の暗視野透過型電子顕微鏡写真が、図 9a に示されている。対応する散乱パターンが図 9b に示され、スピネル組織と隣接するフェライト粒の位置関係、すなわち、[112]a || [112]スピネルと [111]フェライト || [311]スピネルを示している。

この場合、MnTi₂O₄-スピネルは、介在物のフェライト

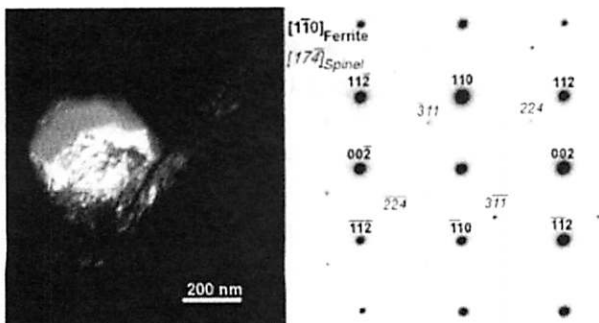


図9 a) 介在物および隣接するフェライト粒の暗視野透過型電子顕微鏡写真。
b) フェライト粒および介在物の MnTi₂O₄-スピネル相の両方に対して指標付き反射像による対応する部分の電子散乱パターン。余分の反射像は二重散乱によるものである

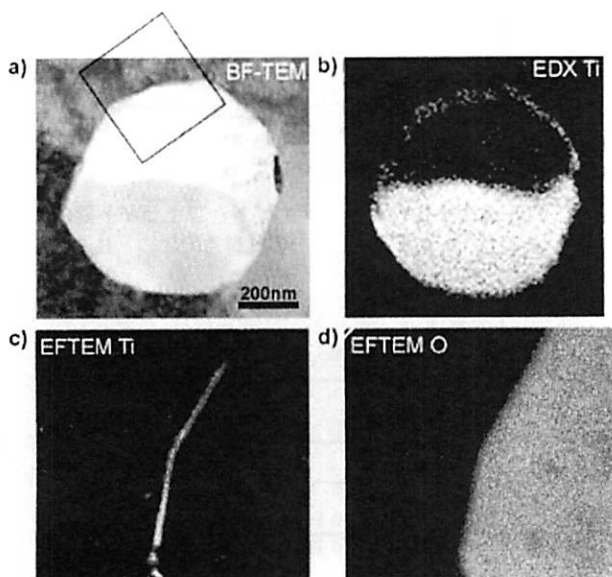


図10 介在物の明視野透過型電子顕微鏡写真
介在物の EDX チタン像はb)に示されている。チタンおよび酸素成分像のエネルギーフィルター透過型電子顕微鏡写真は、それぞれ c) と d) に示されている。a) の黒い枠でマークされた部分には、介在物が記録されている

粒の核生成を行ったことを示している。

最近報告された発見は、Ti含有の存在である。これは、TiOの可能性があるが、マトリックスと介在物界面の膜である。特定の組成の介在物で核生成を向上させる²⁸⁾。図10は、介在物におけるチタンおよび酸素の分布を示した顕微鏡写真である。チタン含有度の高い薄い層が、介在物-マトリックス境界にはっきりと見られる。しかし、同じ層内での酸素の存在は断定されていない。

異なる相を持ち、界面で層が分離されている介在物の核生成において、複合介在物の正確な役割を決めるにはさらに知識が必要となる。

2.6 ミクロ組織的な特徴づけ

高張力溶接金属の機械的性質に関するミクロ組織の影響を理解することについて、重要な展開が行われている^{23, 24, 29-31)}。高解像度視野電子放出走査顕微鏡 (FEGSEM)、光学顕微鏡 (LOM)、透過型電子顕微鏡 (TEM) を組み合わせることで、個別のミクロ組織構成が明らかにできる³²⁾。図11は 7Ni 溶接金属 (前に示した組成) の例を示している。この場合、光学顕微鏡ではっきりと見ることができるよう、真の結晶粒構造を明らかにするため EBSD を持つ SEM が使用されている。

材料を全体的に理解することが、目的とする特性を達成し、高張力達成のために開発する場合に重要な鍵となる。多くの場合、偶然にしても、仮定の試験による場合でも、以前に見られなかった関係が実験データに見られた場合、実質的な進展が行われている。場合によりこの関係は、データの非直線性では隠れており、新しい統計ツールを使用して明らかになる。その他の場合、測定範囲を広げるために必要な解像度と精度が実験により開発されるまでは、パターンは明らかにされない。EBSD の開発で、非常に多くの位置測定が迅速にできる手法が生まれ、結晶変異形の間中位置のような平均量を決める場合に精度を向上させることができる。

オーステナイトと各種フェライト間の方位関係 (OR) が非合理的であるが、一般には Kurdjumov-Sachs (K-S) または Nishiyama-Wasserman (N-W) OR の近くなること明らかにされている³³⁾。例えば、低炭素マルテンサイトでは、OR は K-S に近いが、高炭素マルテンサイトでは、N-W により近くなっている³³⁾。正確な平均 OR によりミクロ組織を特徴化したり、この平均値周辺の方位分布を研究したりすることで、変態生成物に関する微妙

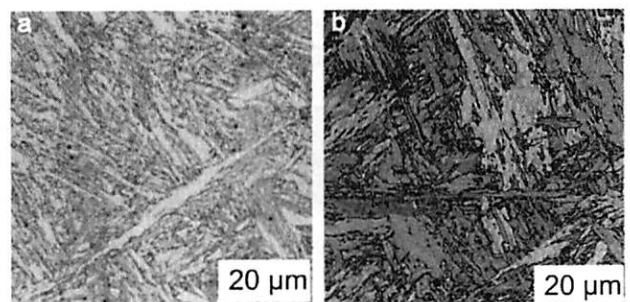


図11 a) 7Ni 溶接金属のエッチングミクロ組織を示している光学顕微鏡写真
b) 同じミクロ組織からの EBSD 方位図

な差を区別できるようにすべきである。この特徴化には、非常にローカルな規模で行われる多くの方位測定が必要となる。このための作業には、EBSDの手法が適している。特定合金のORを決定するには、格子変態の数学的モデルを収集した方位データに合わせるができる。その結果は、極点図または回転表示のパラメータとして見る事ができる(図12)^{34, 35)}。

図13は、ベイン域の計算極点が、7Ni溶接金属の単一優先オーステナイト粒でEBSD測定により取得した実験ベイン域に重ねられている。優先オーステナイト粒組織を再構成する場合など、さらに方位データを評価できるように、正確に決められた平均ORが使用される。

高張力への開発が進展することに応じて、溶接材料の開発にはパラメータの数が増えてくる。従って、開発のための総当りの手法は避けられないが、モデリングを含めた現象を理解する必要性は以前よりも増している。

3. ステンレス鋼

長期的なメンテナンス費用の低減、環境意識の増加、ライフサイクル費用への懸念などに関心が集まるため、ステンレス鋼の市場は伸長を続けている³⁶⁾。ステンレス鋼の開発では、二つの傾向が見られる。一つは近年NiとMoの価格が急速に変動したことにより、リーン組成で低価格グレードのものを導入し使用することが多くなっ

たことである。特にいわゆるリーンデュブレックスステンレス鋼は、304Lおよび316Lなどの標準オーステナイトグレードに対して費用対効果があるものとして多くの関心を集めている。これら鋼材のNiの一部は、多くの場合、合金化費用を最小限するため、強度、耐食性、適切な位相バランスを維持しながら、MnとNの組み合わせで置き換えられている(表2)。

また、非常に腐食しやすい環境および高温用の特殊高合金グレードの開発も続けて行われている。オーステナイトおよびデュブレックス鋼の生産におけるトレンド(「スーパートレンド」と近年の「ハイパートレンド」)は、特殊用途での耐食性条件を満足するため、20年以上合金含有量の高いグレードを導入することであった。通常は、CrとMoの含有量を増加して耐食性を向上させる。しかし、最近ではNおよびある程度のWが重要な合金成分となっている。

3.1 溶接材料の開発

明らかな理由により、溶接材料メーカは、新しい合金を設定する場合に、鋼材メーカに準じなければならない。しかし、溶接作業は機械的性質および耐食性能に大きく影響を及ぼすため、あまり制限がなく溶接できるものでなければ、鋼材は広く受け入れられず、使用されていない。一つの例は、リーンデュブレックスステンレス鋼溶接材料の開発であり、もう一つは、非常に合金率の高いNi系の合金溶接材料の開発である。

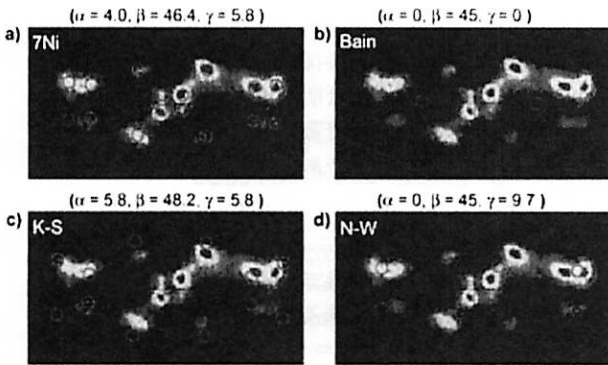


図12 $\{111\}$ 実験極点図からのベイン域。明るさについては色コードで分類されている。異なるORの7Ni(最適)、ベインK-SおよびN-Wの理論的極点は、それぞれa)~d)にある通り赤でマークされている。各ORにはオイラー角度が示されている

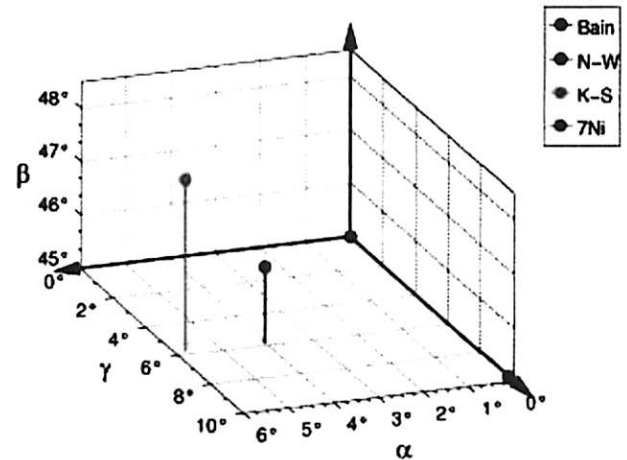


図13 7Ni溶接金属のオーステナイトとフェライト間のORのオイラー空間を表したもの。参考のため、共通合理的ORも示されている

表2 ステンレス鋼の化学成分 (wt%) $PREN = Cr + 3.3Mo + 16N$

鋼種	AISI/UNS	EN	Cr	Mo	Ni	Mn	Cu	N	PREN
オーステナイト	304L	1.4307	18		9	1			18
	316L	1.4401	17	2	11	1			24
	904LN	1.4339	20	4	25	1	1.5	0.1	35
「リーン」	S 32001	1.4482	20		1.6	5	0.3	0.13	22
デュブレックス	S 32101	1.4162	21.5	0.3	1.5	5		0.22	26
	S 32304	1.4362	22.5	0	4.8	1		0.1	25
	S 32003		21.5	1.8	3.5	2		0.18	30
22%Cr デュブレックス	S 32205	1.4462	22	3	6	1		0.17	35

3.1.1 リンデュプレックス溶接材料

デュプレックスステンレス鋼の溶接材料は、対応する鋼グレードと比較して、溶接金属フェライト含有量が多過ぎないようにオーステナイト組成を促進する成分を高くする必要がある。同時に、適切な機械的性質と耐食性が確保できることが重要である。従って、溶接金属の設計には、慎重に合金成分のバランスを決めることが必要となる。

実験的に被覆アーク溶接棒やメタルコアードワイヤで作られるリンデュプレックス溶接金属のマイクロ組織と特性は、成分を最適化する目的で最近の研究で評価されている^{27, 28)}。

最小 PREN 値26を達成するため、21.5-24 wt%Cr で、Nを含めた Ni と Mn のいろいろなレベルによる各成分が選択された。電子線後方散乱回折手法と走査電子顕微鏡 (SEM) を組み合わせて使用して、溶接金属形態間の関係およびフェライトとオーステナイト間の結晶方位関係を調べた。

成分によるが、リンデュプレックス溶接金属は、「典型的なウィドマンシュテッテン型」マイクロ組織を作るフェライトとして完全に凝固するか、デンドライト組織を形成する初相とオーステナイトとしてフェライトとの混合モードで凝固する (図14の例を参照)。

衝撃靱性は、溶接金属間で大きく違いがある。多くの場合相互作用があるいくつかの要因は、衝撃靱性に影響を及ぼすことが知られている。このため、一つの要因だけを見る簡単な図では複数の影響を視認することが難しくなる。しかし、衝撃靱性に対するフェライト含有量のプロット (図15) および凝固モードに応じた別の溶接金属は、このことをはっきりと示しており、結果として生じるフェライト形態を考慮しなければならない。フェライト系として完全に凝固する溶接金属はばらつきが少なく、全体的に高レベルの靱性を示した。次の質問は、凝固モード、形態および組織はどのように衝撃靱性に影響を及ぼすかということである。フェライトは、二つの相では延性が少ないため、主にフェライトの形態および集合組織に焦点を当てるのが妥当である。

フェライト形態は、フェライト/オーステナイト相対方

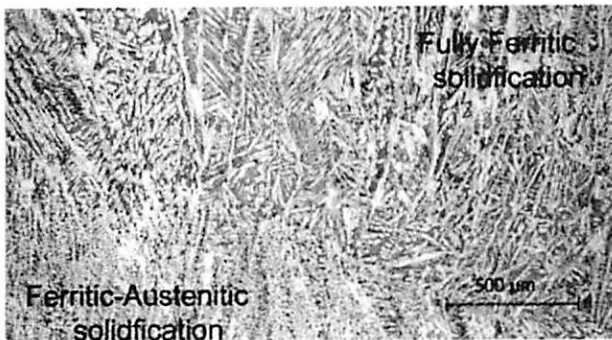


図14 リンデュプレックス溶接金属。ウィドマンシュテッテン型のオーステナイト部は、完全フェライト凝固により表されている (上)。デンドライト型フェライトがある部位で、ほとんど連続のネットワークを形成するものは、混合フェライト凝固により表されている (下)

位よりも重要と思われる。混合モード凝固組織における誘因は、ほとんどの場合フェライト形態と優先へき開面 {100} の間の関係である。凝固の優先成長方向は、[100]であり、最も容易にへき開する面 {100} は、フェライトに整合しやすい。この整合による影響は、延性域ではあまり重要ではないが、延性から脆性遷移温度までの靱性には重要となる。

フェライトとオーステナイト間の相対方位の影響ははっきりしていないが、二種類の凝固により、ランダムに方位付けされた相境界、あるいは Nishiyama-Wasserman (N-W) や Kurdjumov-Sachs (K-S) など特定方位関係の傾向において、溶接金属間に違いがあるかどうかの検討が行われた。実際は、不合理となりやすいため、正確に合うものを探すよりも、結晶粒境界がこの方位関係に近いかどうかを調べることに決まった²⁹⁾。従って、完全な関係から4までの差は、N-W または K-S として分類され、その他はランダムな粒境界として分類された。図16の EBSD にまとめられている通り、オーステナイトのほとんどは、他の研究で観察に準じて隣接するフェライトと K-S または N-W 関係のいずれかに近いことがわかつ

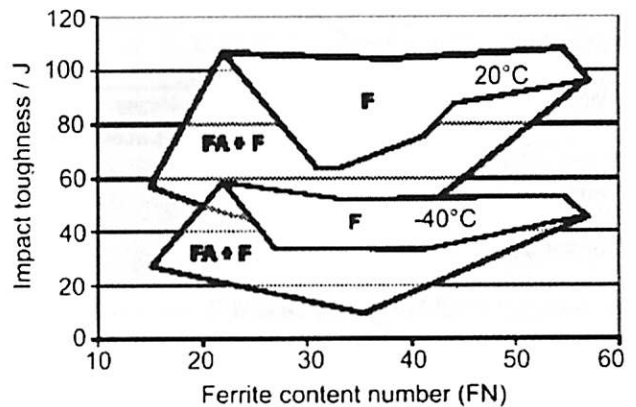


図15 リンデュプレックス溶接金属の衝撃靱性分散帯。完全なフェライト凝固 (F) があり、デンドライト型フェライトの形態を持つ部位。ほとんど連続したネットワークを形成し、混合オーステナイトフェライト凝固 (FA) として表される。最小値および分散値は、混合モードの凝固とともに大きく増加する

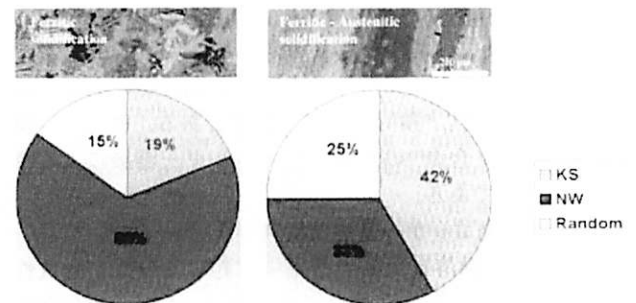


図16 EBSD 方位図 (上)、溶接金属のオーステナイト/フェライト境界方位の分類 (下)。完全フェライト凝固 (左)、混合フェライトオーステナイト凝固 (右)。混合モード凝固後に相境界は、ランダム方位関係を示している。N-W 関係は、完全フェライト凝固後に多く見られるが、K-S は混合モード凝固後に一般的となった

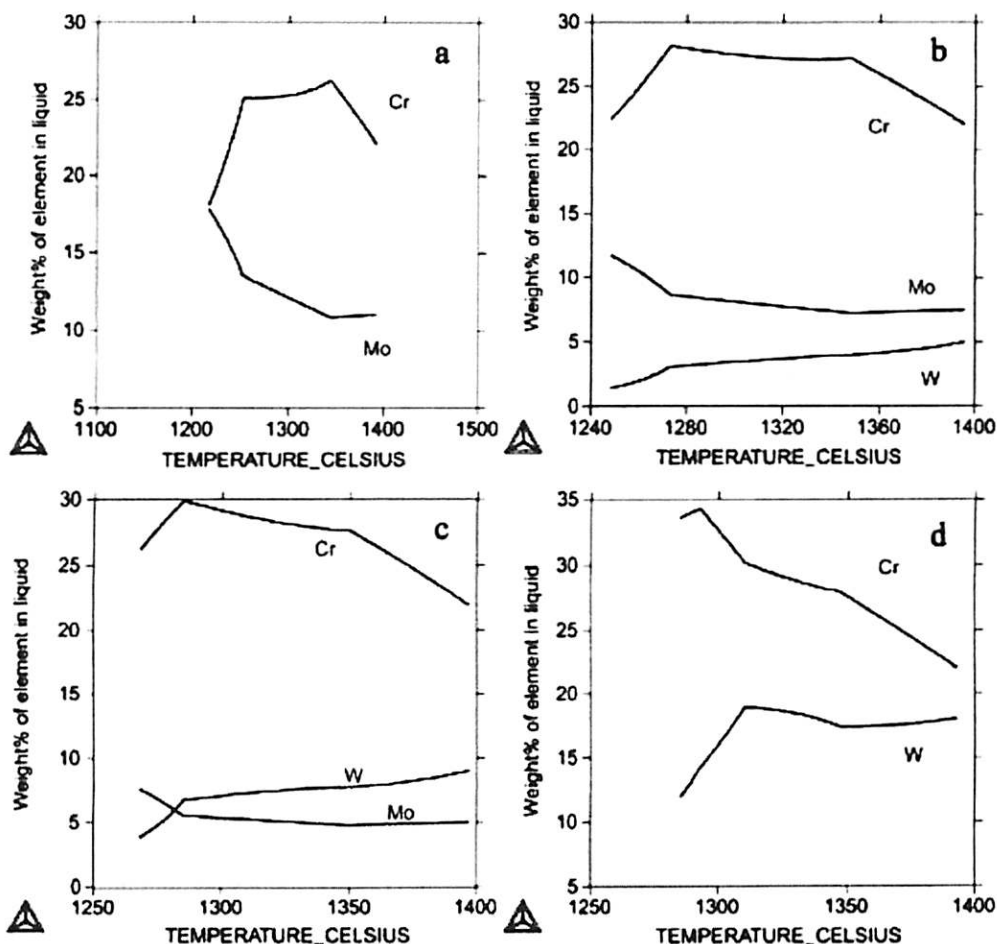


図17 凝固中の液体に含まれる元素濃度を示す。Scheil 式から得られる熱計算の結果。より低い温度では析出のため変化が生じるが、非常に遅いためおそらく実際には起こらないと考えられる。基本組成は Ni-0.05C, 0.5Si, 1Mn および 22Cr wt% であり、Mo および W の量は a) 11Mo, b) 7.5Mo-5W, c) 5Mo-9W および d) 18W と異なっている

ている²⁰⁾。

混合モード凝固部位にあるほとんどの相境界は、完全フェライト凝固に比較して、ランダムな方位関係を持っていた。境界は、完全フェライト凝固後の N-W 関係に多くの場合近いこともわかっている。一方、混合モード凝固後に K-S が一般的となった。

本書では詳細を論じないが、完全フェライト凝固に加えて、十分な窒素含有量の必要性が室温および氷点下で認められ、再現可能な衝撃靱性を与えるには必要であることが結論づけられている。23-24Cr, 7-8Ni, 0.12-0.16N wt% の組成がすべての条件を満足するのに適していた。

デュプレックスグレードの開発は進行中であり、溶接性は今後研究し²¹⁾検討するべき課題である。例えば、現在の課題は W 合金²⁰⁾の影響、低エネルギー溶接による特性への影響²¹⁾である。

3.2 高合金ニッケル基溶接材料

ステンレス鋼溶接金属の凝固中に起こる分離が耐食性に悪影響を与えることはよく知られており、過合金化は、この現象の対策としてよく確立されている²²⁾。しかし、合金含有量を増やすと有害な相析出が避けられず、構造的により安定したニッケル系の溶接材料を採用することになる。現在、最も高い合金のオーステナイト系グレードでも、耐食性はニッケル系の溶接材料に匹敵する

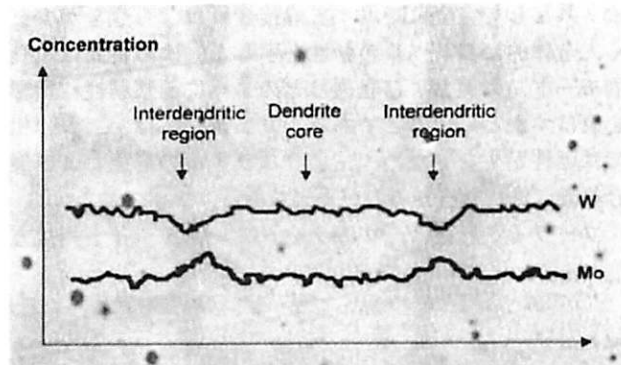


図18 ニッケル系溶接金属内の dendrite 全体における W および Mo の濃度特徴。Mo は dendrite 部で濃く、一方 W は薄くなっており、その結果合金元素がより均一に分布することで耐食性が改善している。Dendrite 間隔は約 10 μ m である。

こともできない状態である。興味深い展開は、合金開発に ThermoCalc²³⁾など近代的なモデリングツールを使用することで、基本的な問題と思われることについて新たな道筋を見出したことであった(図17)。

熱力学的計算を行い、興味を引く可能性のある合金を探した。次に、実験用溶接金属を作成し、マイクロ組織の特徴を見出し、局所合金含有量の変動を定量化した。こ

のような実験により、合金含有量の総量は、WとMoを組み合わせて用いた方が、それぞれを単体で用いた場合よりもニッケル系溶接金属内で許容できることが確認された⁴¹⁾。一例を図18に示すように、デンドライト部においてMo量が強化されている一方、対応するWが減少しており、結果として全体では合金元素がより均一に分布し、局部腐食に対する耐性が上がり、析出の危険も減っている。

4. 残留応力の除去

残留応力はひずみと関わるため溶接では懸念対象であり⁴⁵⁾、溶接が支持する箇所の外部応力を制限しさまざまなシナリオで接合部の寿命に影響を及ぼす⁴⁶⁻⁴⁸⁾。

接合部を埋める液体金属が凝固、収縮する際に発生する残留応力を緩和できる溶接材料を開発するグループは多数ある⁴⁹⁻⁵³⁾。応力緩和のメカニズムは、十分に低い温度で溶接金属をベイナイトまたはマルテンサイトに固相変態に依存しているため、変態塑性で熱収縮によるひずみを除去している。この除去がどの程度有効かは、特定の累積残留応力環境において熱力学的に望ましいとされる変態生成物で特定の結晶学的変異を選ぶかどうかによって決まると考えられている⁵⁴⁾。

研究のほとんどは、溶質含有量が比較的低いフェライト鋼の溶接材料に焦点を当ててきた。これに対して、ここに記した研究の目的は、オーステナイトステンレス鋼の溶接用に、相当する合金を開発することであった。従って、溶接金属は微量の酸素または酸化物が存在する場合に保護用のクロム膜を自発的に形成することによって「ステンレス」としての特質を確保するため、臨界量のクロムを含有していなければならない。同時に結果として得られる可塑性を残留応力の緩和に用いることができるよう、比較的低温にてマルテンサイトに変態できなければならない。

以下のようなステンレス鋼の溶接材料が開発された。すなわち δ フェライトとして凝固し、ほぼ全体がオーステナイトに変態し、次に約260°Cという低温でマルテンサイト変態するステンレス鋼である。同時に炭素濃度を最小限に保ち、鋭敏化などの現象を防ぐ。測定された機械的性質、特に韌性は市販のマルテンサイトステンレス鋼による溶接材料よりもはるかに優れていると思われ、この新しい合金を使用することにより最終的な接合部のひずみを減らせることが示された⁵⁵⁾。

5. 結 論

溶接中に溶接金属となる合金設計において刺激的な発展があることは、この調査からも明らかである。このスリルは、個々の機械的または化学的性質が達成されたというだけでなく、思いがけない性質同士の組み合わせから生まれるものである。シャルピー試験からシンクロトロン分析に至る近代科学技術、そして個々の原子を観察できる技法を駆使する研究への熱意は、目標達成が困難であるという事実の反映である。我々は、本稿を通して

現在の進歩、とりわけヨーロッパにおける研究の進歩を垣間見ていただくことを強く望んでいる。

(訳：ESAB K.K., 株神戸製鋼所 末永和之)

謝 辞

本原稿の作成にあたり、J. Börjesson, J. Zachrisson (ESAB AB, スウェーデン) の両氏にご助力いただいたことに謝意を表する。

参考文献

- 1) D. J. Abson and R. J. Pargeter. Factors influencing the as-deposited strength, microstructure and toughness of manual metal arc welds suitable for C-Mn steel fabrications. *International Materials Reviews*, 31: 141-194, 1986.
- 2) S. S. Babu, J. W. Elmer, S. A. David, and M. Quintana. In situ observations of nonequilibrium austenite formation during weld solidification of a Fe-CAlMn low alloy steel. *Proceedings of the Royal Society A*, 458: 811-821, 2002.
- 3) H. K. D. H. Bhadeshia. Strong ferritic-steel welds. *Materials Science Forum*, 539-543: 6-11, 2007.
- 4) T. Cool, H. K. D. H. Bhadeshia, and D. J. C. MacKay. The yield and ultimate tensile strength of steel weld metals. *Materials Science and Engineering A*, 223A: 186-200, 1997.
- 5) L. Karlsson, W. Bruins, C. Gillenius, S. Rigdal, and M. Goldschmitz. Matching composition supermartensitic stainless steel welding consumables. In *Supermartensitic Stainless Steels '99*, pages 172-179, Brussels, Belgium, 1999.
- 6) L. Karlsson, S. Rigdal, and P. Dyberg. Submerged arc welding of supermartensitic stainless steels: Good as welded toughness - realistic or not? In *Supermartensitic Stainless Steels '99*, pages 44-53, Brussels, Belgium, 2002.
- 7) T. Koseki and G. Thewlis. Inclusions in welds. *Materials Science and Technology*, 21: 867-879, 2005.
- 8) M. Goldschmitz, L. Karlsson, R. Pedersen, S. Rigdal, and J. van den Broek. Developments in the welding of supermartensitic stainless steels: recent developments and applications. *Welding International*, 18: 543-549, 2004.
- 9) S. Terashima and H. K. D. H. Bhadeshia. Changes in toughness at low oxygen concentrations in steel weld metals. *Science and Technology of Welding and Joining*, 11: 509-516, 2006.
- 10) S. Terashima and H. K. D. H. Bhadeshia. Size distribution of oxides and toughness of steel weld metals. *Science and Technology of Welding and Joining*, 11: 580-582, 2006.
- 11) E. Keehan, L. Karlsson, and H.-O. Andr'en. Influence of C, Mn and Ni on strong steel weld metals: Part I, effect of nickel. *Science and Technology of Welding and Joining*, 11: 1-8, 2006.
- 12) E. Keehan, L. Karlsson, H. K. D. H. Bhadeshia, and M. Thuvander. Electron backscattering diffraction study of coalesced bainite in high strength steel weld metals. *Materials Science and Technology*, 24: 1183-1188, 2008.
- 13) J. H. Pak, H. K. D. H. Bhadeshia, L. Karlsson, and E. Keehan. Coalesced bainite by isothermal transforma-

- tion of reheated weld metal. *Science and Technology of Welding and Joining*, 13: 593-597, 2008.
- 14) E. Keehan, J. Zachrisson, and L. Karlsson. Influence of cooling rate on microstructure and properties of high strength steel weld metal. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15: 233-238, 2010.
 - 15) E. Keehan, L. Karlsson, H. K. D. H. Bhadeshia, and M. Thuvander. Three-dimensional analysis of coalesced bainite using focused ion beam tomography. *Materials Characterization*, 59: 877-882, 2008.
 - 16) H. K. D. H. Bhadeshia, E. Keehan, L. Karlsson, and H. O. Andr'en. Coalesced bainite. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 59: 689-694, 2006.
 - 17) D. J. Widgery, L. Karlsson, M. Murugananth, and E. Keehan. Approaches to the development of high strength steel weld metals. In *2nd International symposium on high strength steel, Norway, pages 1-10*, Brussels, Belgium, 2002. The European Coal and Steel Community.
 - 18) L. Karlsson, E. Keehan, H.-O. Andr'en, and H. K. D. H. Bhadeshia. Development of high strength steel weld metals - potential of novel high-ni compositions. In *Proceedings of Eurojoin 5*, page paper V6, Vienna, Austria, 2004. EWA and SZA.
 - 19) W. Wang and S. Liu. Alloying and microstructural management in developing SMAW elec-trodes for HSLA-100 steel. *Welding Journal, Research Supplement*, 81: 132s-145s, 2002.
 - 20) D. P. Fairchild, M. L. Macia, N. V. Bangaru, and J. Y. Koo. Girth welding development for x120 linepipe. In *Proceedings of the 13th International Offshore and Polar Engineering Conference*, pages 26-35, Philadelphia, USA, 2003. ASME.
 - 21) M. Murugananth, H. K. D. H. Bhadeshia, E. Keehan, H. O. Andr'en, and L. Karlsson. Strong and tough steel welds. In H. Cerjak and H. K. D. H. Bhadeshia, editors, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6*, pages 205-230, 2002.
 - 22) E. Keehan, H.-O. Andr'en, L. Karlsson, M. Murugananth, and H. K. D. H. Bhadeshia. Microstructural and mechanical effects of nickel and manganese on high strength steel weld metals. In S. A. David and T. DebRoy, editors, *Trends in Welding Research*, pages 695-700. ASM, USA, 2002.
 - 23) E. Keehan, L. Karlsson, H.-O. Andr'en, and H. K. D. H. Bhadeshia. Influence of C, Mn and Ni on strong steel weld metals: Part 2, increased impact toughness. *Science and Technology of Welding and Joining*, 11: 9-18, 2006.
 - 24) E. Keehan, L. Karlsson, H.-O. Andr'en, and H. K. D. H. Bhadeshia. Influence of C, Mn and Ni on strong steel weld metals: Part 3, increased strength. *Science and Technology of Welding and Joining*, 11: 19-24., 2006.
 - 25) J. S. Byun, J. H. Shim, Y. W. Cho, and D. N. Lee. Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in Ti-killed C-Mn steel. *Acta Materialia*, 51: 1593-1601, 2003.
 - 26) G. I. Rees and H. K. D. H. Bhadeshia. Thermodynamics of acicular ferrite nucleation. *Materials Science and Technology*, 10: 353-358, 1994.
 - 27) A. R. Mills, G. Thewlis, and J. A. Whiteman. Nature of inclusions in steel weld metals and their influence on the formation of acicular ferrite. *Materials Science and Technology*, 3: 1051-1061, 1987.
 - 28) T. Yamada, H. Terasaki, and Y. Komizo. Relation between inclusion surface and acicular ferrite in low carbon low alloy steel weld. *ISIJ International*, 49: 1059-1062, 2009.
 - 29) E. Keehan, L. Karlsson, H.-O. Andr'en, and L.-E. Svensson. New developments with C-Mn-Ni high strength steel weld metals: Properties. *Welding Journal, Research Supplement*, 85: 211s-218s, 2006.
 - 30) E. Keehan. Microstructure and properties of novel high strength steel weld metals. *Welding Research Abroad*, 52:1-13, 2006.
 - 31) E. Keehan, L. Karlsson, M. Thuvander, and E.-L. Bergquist. Microstructural characterisation of as-deposited and reheated weld metal - high strength steel weld metals. *Welding in the World*, 51: 44-49, 2007.
 - 32) H. K. D. H. Bhadeshia. Bainite in Steels, 2nd edition. *Institute of Materials, London*, 2001.
 - 33) R. W. K. Honeycombe and H. K. D. H. Bhadeshia. *Steels: Microstructure and Properties, 2nd edition*. Butterworths-Hienemann, London, 1995.
 - 34) G. Nolze. Characterisation of the fcc/bcc orientation relationship by EBSD using pole figures and variants. *Zietschrift für Metallkunde*, 95: 744-755, 2004.
 - 35) J. Börjesson, J. Zachrisson, and L. Karlsson. The role of Ni in high strength low alloy weld metals. In *2nd International Conference on Super High Strength Steels, Italy, Argentina*, 2010. Tenaris.
 - 36) M. Moll. Stainless steel 2010 and beyond - the bumpy road to recovery. stainless steel world annual procurement report 2010. *Technical report, KCI Publishing B. V., Netherlands*, 2010.
 - 37) L. Karlsson, C. Gillenius, H. Arcini, and E. L. Bergquist. Alloying concepts for lean duplex stainless steel weld metals. In *Proc. 6th European Stainless Steel Conference - Science and Market, Helsinki, Finland*, pages 817-822, 2008.
 - 38) L. Karlsson, H. Arcini, E. L. Bergquist, J. Weidow, and J. Börjesson. Effects of alloying concepts on ferrite morphology and toughness of lean duplex stainless steel weld metals. *Welding in the World*, page in press., 2011.
 - 39) J. W. Abitbol Menezes, H. Abreu, S. Kundu, H. K. D. H. Bhadeshia, and P. M. Kelly. Crystallography of widmanst ́ten austenite in duplex stainless steel weld metal. *Science and Technology of Welding and Joining*, 14: 4-10, 2009.
 - 40) S. Wessman, L. Karlsson, and R. Pettersson an A. Ostberg. Study of the influence of tungsten, in superduplex stainless steel welds. In *Proceedings of Duplex World 2010*, Beaune, France, 2010.
 - 41) L. Karlsson. Welding duplex stainless steels - old truths and new grades. In *Proceedings of Duplex World 2010*, Beaune, France, 2010.
 - 42) T. G. Gooch. Corrosion behaviour of welded stainless steel. *Welding Journal, Research Supplement*, 75: 135s-154s, 1996.
 - 43) B. Sundman, B. Jansson, and J. O. Andersson. The Thermo-Calc databank system. *CAL-PHAD*, 9: 153-190, 1985.
 - 44) M. Thuvander, L. Karlsson, and B. Munir. Controlling segregation in nickel-base weld metals by balanced alloying. In *Stainless Steel World*, France, 2004. International Institute of Welding.
 - 45) G. Digiacomio. Residual stresses in high-strength steel weldments and their dimensional stability during welding and stress relieving. *Materials Science and Engineering*, 4: 133-145, 1969.
 - 46) N. Urabe, A. Yoshitake, and H. Kagawa. Effect of welding residual stress on fatigue and fracture toughness. In

- Fourth International Offshore Mechanics and Arctic Engineering Symposium, volume 1*, pages 190-195, New York, USA, 1985. American Society of Mechanical Engineers.
- 47) H. V. Cordiano. Effect of residual stress on the low cycle fatigue life of large scale weldments in high strength steel. *Journal of Engineering for Industry*, A.S.M.E., 92: 86-92, 1970.
 - 48) Y.-S. Yang, K.-J. Son, S.-K. Cho, S.-G. Hong, S.-K. Kim, and K.-H. Mo. Effect of residual stress on fatigue strength of resistance spot weldment. *Science and Technology of Welding and Joining*, 6: 397-401, 2001.
 - 49) W. K. C. Jones and P. J. Alberry. A model for stress accumulation in steels during welding. *Metals Technology*, 11: 557-566, 1977.
 - 50) A. Ohta, N. Suzuki, Y. Maeda, K. Hiraoka, and T. Nakamura. Superior fatigue crack growth properties in newly developed weld metal. *International Journal of Fatigue*, 21: S113-S118, 1999.
 - 51) A. Ohta, O. Watanabe, K. Matsuoka, C. Shiga, S. Nishijima, Y. Maeda, N. Suzuki, and T. Kubo. Fatigue strength improvement by using newly developed low transformation temperature welding material. *Welding in the World*, 43: 38-42, 1999.
 - 52) A. Ohta, N. Suzuki, and Y. Maeda. In A. Meike, editor, *Properties of Complex Inorganic Solids 2*, pages 401-408. Kluwer Academic/Plenum Publishers, 2000.
 - 53) P. J. Withers and H. K. D. H. Bhadeshia. Residual stress part 1 - measurement techniques. *Materials Science and Technology*, 17: 355-365, 2001.
 - 54) P. J. Withers and H. K. D. H. Bhadeshia. *Residual stress part 2 - nature and origins*. *Materials Science and Technology*, 17: 366-375, 2001.
 - 55) A. Ohta, K. Matsuoka, N. T. Nguyen, Y. Maeda, and N. Suzuki. Fatigue strength improvement of lap welded joints of thin steel plate using low transformation temperature welding wire. *Welding Journal, Research Supplement*, 82: 77s-83s, 2003.
 - 56) J. Eckerlid, T. Nilsson, and L. Karlsson. Fatigue properties of longitudinal attachments welded using low transformation temperature filler. *Science and Technology of Welding and Joining*, 8: 353-359, 2003.
 - 57) H. Lixing, W. Dongpo, W. Wenxian, and Y. Tainjin. Ultrasonic peening and low transformation temperature electrodes used for improving the fatigue strength of welded joints. *Welding in the World*, 48: 34-39, 2004.
 - 58) S. Zenitani, N. Hayakawa, J. Yamamoto, K. Hiraoka, Y. Morikage, T. Yauda, and K. Amano. Development of new low transformation temperature welding consumable to prevent cold cracking in high strength steel welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 12: 516-522, 2007.
 - 59) J. A. Francis, H. J. Stone, S. Kundu, R. B. Rogge, H. K. D. H. Bhadeshia, P. J. Withers, and L. Karlsson. Transformation temperatures and welding residual stresses in ferritic steels. In *Proceedings of PVP2007, ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference*, pages 1-8. San Antonio, Texas, 2007. American Society of Mechanical Engineers, ASME.
 - 60) Ph. P. Darcis, H. Katsumoto, M. C. Payares-Asprino, S. Liu, and T. A. Siewert. Cruciform fillet welded joint fatigue strength improvements by weld metal phase transformations. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 31: 125-136, 2008.
 - 61) M. C. Payares-Asprino, H. Katsumoto, and S. Liu. Effect of martensite start and finish temperature on residual stress development in structural steel welds. *Welding Journal, Research Supplement*, 87: 279s-289s, 2008.
 - 62) H. Dai, J. A. Francis, H. J. Stone, H. K. D. H. Bhadeshia, and P. J. Withers. Characterising phase transformations and their effects on ferritic weld residual stresses with X-rays and neutrons. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 39: 3070-3078, 2008.
 - 63) Y. Mikami, Y. Morikage, M. Mochizuki, and M. Toyoda. Angular distortion of fillet welded T joint using low transformation temperature welding wire. *Science and Technology of Welding and Joining*, 14: 97-105, 2009.
 - 64) H. K. D. H. Bhadeshia. Possible effects of stress on steel weld microstructures. In H. Cerjak and H. K. D. H. Bhadeshia, editors, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena-II*, pages 71-118. London, U.K., 1995. Institute of Materials.
 - 65) A. A. Shirzadi, H. K. D. H. Bhadeshia, L. Karlsson, and P. J. Withers. Stainless steel weld metal designed to mitigate residual stresses. *Science and Technology of Welding and Joining*, 14: 559-565, 2009.