Fe 及び Ni 基超合金の溶接・接合*

篠 崎 賢 二**

Welding and Joining of Fe and Ni-base Superalloys*

by Kenji SHINOZAKI

キーワード：Fe 基超合金，Ni 基超合金，析出相，高温割れ，ろう付，拡散接合，補修溶接，結晶制御合金，酸化物分散強化合金

1. はじめに

超合金 (Superalloy) は、1930 年代にアメリカ及びイギリスで耐熱性の向上を目指し開発され、航空機用の過給機に使用されたのが始まりと言われている¹⁾。

米国ではこの合金の約 80% が耐熱用途に使用されている²⁾こともあり、「高温でかなり大きな機械的応力を受けなければならない、苛酷な酸化性・高温腐食性の環境に曝されるような条件でも使用できるように開発された合金。通常は、第 VIII 族元素 (Fe, Co, Ni など) のうち 1 種類または何種類かの元素を基本組成とし、ほぼ 923K 以上の高温で高いクリープ強度をもつ合金」と定義されている^{3,4)}。一般に超合金は、Ni 基、Fe 基または Fe-Ni 基、Co 基に大別され、種々の合金元素が添加されているため、現在までに開発された超合金の数は数百以上にのぼると言われている⁵⁾。

近年では、ロケットエンジン、ゴミ焼却炉など極めて厳しい高温環境下で使用されており、材料に要求される諸特性が一段と厳しくなっている。そのため、合金開発は飛躍的に進み、その組成は極めて複雑になってきた。さらに、組成のみならず母材組織を制御してより高強度の素材を作製する技術が進み、いわゆる一方向凝固合金、単結晶合金、共晶凝固合金などのような結晶制御合金、粒子分散強化型合金、金属間化合物などが開発され耐熱特性が著しく向上している⁴⁾。

一方、超合金は耐食性にも優れているため、ステンレ

ス鋼以上の高耐食性が要求される装置、あるいは、装置の信頼性向上やメンテナンスフリーなどが要求される場合には、高価ではあるものの、使用する場合が増えており、種々の新合金も開発されている⁵⁾。日本では、米国に比べ耐熱のみならず耐食材料としての用途が多い⁶⁾。

超合金の溶接・接合に関する詳細なレビューが、中尾^{7,8)}や(社)日本溶接協会特殊材料溶接研究委員会⁹⁾において約 15 年前に行われている。そこで、本稿では 1985 年以降の主として Ni 基及び Fe 基超合金に関する溶接・接合研究の材料学的な研究結果を取りまとめた。

2. 超合金の特徴

2.1 種類及び用途

超合金はその使用用途から耐熱及び耐食用途に大きく分類される。

耐熱性を要求される合金の強化には、固溶強化、炭化物析出強化及び γ' 相析出強化などの強化機構が利用されている。表 1 は、耐熱合金を強化機構と基地金属の観点から分類した例である⁴⁾。また、同表に分類した合金の代表的合金名も記している。表 1 に示すように、固溶強化を利用した代表的な耐熱合金は、Incoloy 800 に代表される Fe-Ni-Cr 系、Inconel 600 に代表される Ni-(Co)-Cr 系、Haynes 25 に代表される Co-(Ni)-Cr 系に分類される。また、炭化物析出強化を利用した代表的な耐熱合金は、Fe-Ni-(Co)-Cr-C 系及び Co-(Ni)-Cr-C に分類される。 γ' 相析出強化合金は γ' 相の主要構成元素である Al や Ti を添加しており、A286 に代表される Fe-Ni-Cr-Al-Ti 系及び Inconel 718 に代表される Ni-(Co)-

*原稿受付 平成 12 年 5 月 1 日

**正 員 広島大学 Member, Hiroshima University

表1 代表的な耐熱合金の強化機構と基地金属からの分類

Classifications		Compositions		High temperature strength	Formability	Alloys
		Basic elements	Additive elements			
Solid-solution strengthening	Fe-Ni-base	Fe-Ni-Cr		Low	Good	Incoloy 800, 800H
	Ni-base	Ni-(Co)-Cr	Mo, W			Inconel 600, 625
	Co-base	Co-(Ni)-Cr				Haynes 25
Carbide precipitation	Fe-Ni-base	Fe-Ni-(Co)-Cr-C	Mo, W	Middle	Middle	Incoloy 802
	Co-base	Co-(Ni)-Cr-C	Nb, Ta			FSX-414
γ' precipitation hardening	Fe-Ni base	Fe-Ni-Cr-Al-Ti	Mo, W	High	Bad	A286, Incoloy 901
	Ni-base	Ni-(Co)-Cr-Al-Ti	Nb, Ta			Inconel 718, X-750
Oxide dispersion strengthening	Fe-base	Fe-Cr-Y ₂ O ₃	Al, Ti	Middle~High	Bad	MA956
	Ni-base	Ni-Cr-Y ₂ O ₃	Al, Ti	High		MA754

Cr-Al-Ti 系合金に分類される。中でも Al や Ti を多量に含有した合金は、極めて高温強度が高い反面高温加工性が悪いため鍛造は難しく、鑄造状態で実用に供されている。ただし、鍛造合金は全超合金の中の約 85% を占めており、量的には鑄造合金をはるかに凌いでいる¹⁰⁾。

一方、耐食性を要求される合金は、耐食性を向上させる元素として Cr, Ta, Mo 及び Cu などを含み、Ni 系、Monel に代表される Ni-Cu 系、Hastelloy B-2 に代表される Ni-Mo 系、Inconel 600 に代表される Ni-Cr-(Fe) 系、Hastelloy C-276 に代表される Ni-Cr-Mo-(Fe) 系、最近開発された Ta 添加の高温高濃度硫酸に対して優れた耐食性を示す MAT21 に代表される Ni-Cr-Mo-Ta 系、Hastelloy G 系の Ni-Fe-Cr-Mo-Cu 系及び Carpenter 20Nb-3 に代表される Fe-Ni-Cr-Mo-Cu 系に分類されている⁵⁾。

2.2 母材組織

母材組織の特徴に関しては、数々の優れた解説^{1,4,10-12)}があり、詳細はそちらに譲るが、ここでは溶接・接合現象に関係する特徴を簡単にまとめる。

前述したように、超合金の基本となる金属は Fe, Ni 及び Co の 3 種類である。これらは高温では結晶構造がいずれも FCC 構造のオーステナイト相（以後 γ 相と記す）になる元素であるため、数々の合金元素を添加して常温でも γ 相が安定になるように成分設計されている。 γ 相では、フェライト相（以後 α 相と記す）に比して原子が稠密に充填されているため、拡散速度が遅く、積層欠陥が生じやすいため鈴木効果による強化が図れ、さらに合金元素の固溶度が大きいこと、合金化しやすいなどの特徴がある。このような特徴を活かし、固溶強化、析出強化を図っている。

析出強化に寄与する相は炭化物と金属間化合物に大別される。これらの相は鍛造合金及び鑄造合金により、析出形態、析出場所及び析出量が異なる。

出現する主な炭化物は M_3C_2 , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C , MC の 5 種類である。 M_3C_2 , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ はいずれも Cr を主体とする炭化物であり、合金中の Cr/C 比が高くなるにつれこの順に変化する⁴⁾。これらの炭化物は、母相

表2 耐熱合金に現れる主な金属間化合物

Precipitates	Structures	Compositions
γ' (A_3B)	fcc	$Ni_3(Al, Ti)$, $\gamma'Co_3Ti$, αCo_3W
γ'' (A_3B)	bct	Ni_3Nb
η	hcp	Ni_3Ti
β	orthorhombic	Ni_3Nb
σ (AB)	bct	$(Cr, Mo)_x(Ni, Co)_y$
Laves (A_2B)	hcp	Co_2Mo , Co_2Ta
μ (A_7B_6)	rhombohedral	$(Cr, Mo)_x(Ni, Co)_y$

の粒内及び粒界に析出して強化に寄与する。

M_6C は Mo または W を主体とした炭化物である。普通、粒界に塊状に析出し強化にはあまり寄与しないが、鑄造合金では、結晶粒の粗大化を防ぐ効果がある⁴⁾。

MC は Ti, Zr, Hf, Nb, Ta 等によって形成される炭化物であり、最も安定な炭化物であるため、母相にごくわずかししか固溶しない。HfC, ZrC, TaC, NbC, TiC の順に安定性は高く、通常、分散して塊状に晶出し、特に鑄造合金では粒界強化の役割を果たしている⁴⁾。また、長時間の時効により、 $M_{23}C_6$ 及び M_6C 型の炭化物に変化する。炭化物による析出強化は、母相中における炭化物形成元素と C の溶解度積が小さく、析出量を多くすることができないため効果に限界がある⁴⁾。

金属間化合物としては、表 2 に示すような種々の相が現れる¹¹⁾。高温強化に利用できる析出相は、高温まで固溶せず、粗大化が起こりにくくかつ、使用温度では多量に析出しなければならない。

金属間化合物の内、 σ 相、 μ 相及び Laves 相などは、結晶構造の特色として、すべての方向に稠密な構造であるため TCP (Topologically Close Packed) 相と呼ばれており、靱性、クリープ強度を低下させる要因となる。ただし、 μ 相及び Laves 相については、析出量が少ない場合、粒状もしくは針状に析出しクリープ強度を向上させる¹¹⁾。

一方、 γ' 相は Ni_3Al を基本型とする FCC 規則構造を

持ち、母相との整合性が極めて良いため、他の金属間化合物にない優れた特徴を有し、耐熱合金の強化に用いられている。γ'相の特徴として、(1)973K 付近までは、温度の上昇とともに流動応力が増加する（逆温度依存性）、(2) ピッカース硬さが 400～450 程度で他の化合物より軟らかく、ある程度の変形能がある、(3) Ti, Nb, Ta, Co などの第 3 元素を固溶して、γ-γ'の整合性をあまり変えることなく、γ'相自体の固溶強化を図れる。などがある。

2.3 合金元素の役割

超合金には 12 の合金元素が添加されているが、その強化因子として (1) 母相の固溶強化、(2) γ'相の体積率の増加、(3) γ'相の格子欠陥エネルギー（逆位相境界エネルギー）の増加、(4) γ'相の固溶強化、(5) 整合ひずみの増加（0.6T_m以下の場合、T_m：融点）、(6) γ'相粗大化の低減（0.6T_m以上の場合）、(7) TCP 相生成の低減、(8) 炭化物形態の調整（γ' denuded zone, M₂₃C₆ フィルム状粒界析出、ウィドマンステッテン状 M₆C 析出の阻止）、(9) 粒界強化、(10) 部品寸法／結晶粒径比の調整、(11) 結晶方位の調整などの観点から合金元素の作用をまとめた結果を表 3 に示す¹²⁾。

超合金に含まれる不純物元素の内、S (0.005%以上)、Bi (0.0004%以上)、Pb (0.0005%以上) などは熱間加工性、延性、クリープ特性を低下させると言われている。また、S, Si, P, B などは、後述するように、溶接性にも極めて悪影響を及ぼすと言われている。

2.4 結晶制御合金及び酸化物分散強化合金

1981 年～1989 年にかけて通産省工業技術院のプロジェクトとして「高性能結晶制御合金の研究開発」が行われ、この中で Ni 基単結晶合金、粒子分散強化合金、超塑性合金が取り上げられ、合金開発、プロセス開発を含めた広範な研究がなされた¹⁾。図 1 はタービンプレード用合金の耐用温度の推移である。航空機ガスタービンの第 1 段ブレードの最高温度は 1273K 程度と言われている。図より 137MPa での 1000 時間クリープ寿命の確保は、鍛造合金や普通鋳造合金では難しい。ところが、一方向凝固合金や単結晶合金の開発により 1995 年頃までには約 1350K に達する高温で満足できるクリープ強度が得られるようになっている。

さらに、微細な酸化物粒子である Y₂O₃を機械的合金法（Mechanical Alloying: MA と略す）により母合金粉末及び純金属粉末とともに機械的に合金化させ、基地の中に Y₂O₃を均一に分散させた酸化物分散強化合金が開発され、例えば Ni 基超耐熱合金の MA6000 及び TMO-2 は約 1173K 以上でクリープ破断強度は、単結晶合金や一方向凝固合金を凌いでいるという報告もある⁴⁾。このように、酸化物分散強化合金は極めて高温特性に優れているため今後高温材料として大いに期待されている。

表 3 Ni 基超合金における合金元素の役割と粒界の安定性

Strengthening Factors	Alloying elements															
	Co	Fe	Cr	Mo	W	V	Nb	Ta	Ti	Al	B	C	Zr	Mg		
Grain boundary strengthening	↑	—	—	↑	—	—	—	—	—	—	↑	↑	↓	↑		
Carbide stability	1253K {	M ₆ C	—	—	S	S	S	—	—	S	S	S	—	—	—	
					↓	↑	↑	—	—	↓	↓	↓				
		M ₂₃ C ₆	—	—	S	S	S	—	—	S	S	S	—	—	—	
					↑	↓	↓	—	—	↑	↑	↑				
		MC	—	—	M	—	—	—	—	S	—	S	—	—	—	
					↓	—	—	—	—	↑	—	↑				
	1088K {	M ₂₃ C ₆	—	W	M	S	M	—	S	M	—	—	*	*	↑	*
				↑	↑	↓	↓	—	↓	↓	—	—	↓	↓		↓
		MC	—	W	M	S	M	—	S	M	—	—	—	—	↑	↑
				↑	↓	↑	↑	—	↑	↑	—	—	—	—	↑	↑
Instability of microstructure		—	—	—	—	—	—	↑	—	—	↓	—	—	—	—	
	γ'→δ	—	—	—	—	—	—	↑	—	—	↓	—	—	—	—	
	γ→γ''	—	—	—	—	—	—	↑	↑	↓	↓	—	—	—	—	
	γ→η	—	—	—	—	↓	—	↑	↑	↑	↓	↓	—	—	—	
γ' stability	Coarsening	—	—	↓	↓	↓	—	↓	↓	↑	↑	—	—	—	—	
		—	↓	↓	↓	↓	—	↑	↑	↓	↓	—	—	↑	—	
	Coherent strain	W	W	S	S	S	—	M	M	S	—	—	—	—	—	
		↑	↑	↑	↑	↑	—	↑	↑	↑	↓	—	—	—	—	
	Solid-solution strengthening	—	—	—	—	—	—	↑	↑	S	↑	—	—	—	—	
		—	—	—	—	—	—	↑	↑	↑	↑	—	—	—	—	
	Lattice defect energy	M	S	S	—	M	M	S	S	S	S	—	—	—	—	
		↑	↑	↑	—	↑	↑	↑	↑	↑	↑	—	—	—	—	
	vol%	W	M	S	S	S	W	—	—	—	S	—	—	—	—	
		↑	↑	↑	↑	↑	↑	—	—	—	↑	—	—	—	—	
Solid-solution strengthening	↑	↑	↑	↑	↑	↑	—	—	—	↑	—	—	—	—		

↑: Increase ↓: Decrease *: Grain boundary W: Weak M: Middle S: Strong

図 1 タービンプレード用合金の耐用温度の推移
(耐用温度は 137MPa において 1000h でクリープ破断する温度)

以上のような母材の特性を考慮に入れて、溶接・接合方法が選択されている。超合金は、Al, Ti など酸素との親和力強い元素を多く含むため、熔融溶接では、一般に酸化を起こしにくい TIG 溶接や電子ビーム溶接が適用される場合が多い¹⁰⁾。また、近年ではレーザ溶接も検

討され始めている。一方、鋳造合金、結晶制御合金、酸化物分散強化合金など溶融溶接が難しい合金では、ろう付、拡散接合などが適用されている¹⁰⁾。そこで、本稿では、レビューした研究結果を大きく溶融溶接プロセス、接合プロセス、補修技術関係に分類し、とりまとめた。

3. 溶接部の高温割れ

Ni 基超合金は、母相が γ 単相であるため、本質的に溶融溶接部には凝固割れ、液化割れ、延性低下割れ及び再熱割れなどの高温割れが発生しやすい。

一般的に、母材及び溶接金属では図2に示すように、液相線温度と固相線温度の範囲で極めて延性が低くなる。また、材料によって、さらに低温になるにつれ再び延性が低下する温度領域が存在する。前者の温度領域を凝固脆性温度領域 (BTR: Brittleness Temperature Range)、後者を延性低下温度領域 (DTR: Ductility-dip Temperature Range) と呼ぶ。このような高温延性曲線は材料固有であり、BTR、DTR の大きさ及びこれらの温度領域における最低延性値 ϵ_{BTRmin} 及び ϵ_{DTRmin} は、この高温延性曲線の特性を示す値である。

3.1 凝固割れ

凝固割れは、溶接金属中の柱状晶の成長にともない残留融液中の溶質元素の濃化が進行し、凝固の最終段階で収縮応力が柱状晶間に形成された低融点の液膜に作用するため発生すると考えられている。

図2を用いれば、凝固割れは、溶接熱サイクルにより高温部に材料固有の高温延性を越える曲線(1)のような歪が付加される場合に発生すると言える。したがって、割れ発生の有無は、BTR 及び ϵ_{BTRmin} の大きさ並びに付加される歪の大きさ及び温度に対する変化量に依存する。

BTR 及び ϵ_{BTRmin} の大きさは、それぞれ凝固温度及び残留融液の性状に、また、付加される歪の大きさ及び温度に対する変化量は、溶接条件、継手の拘束条件などに

図2 高温割れ発生機構の模式図

依存する。

Ni 基超合金の中でも使用頻度の高い Inconel 625, Inconel 718, Inconel 706, Carpenter 20Cb-3, Incoloy 903, 907, 909 などは Nb を多く含んでいる。前述したように Nb は NbC, γ'' 相 (Ni_3Nb), Laves 相を形成する元素である。このような合金では最終凝固部に γ/NbC や $\gamma/Laves$ などの共晶が晶出しやすく、これらが低融点であるため凝固割れを起こしやすくし、また、C 及び Si は凝固割れを助長する^{13-15,35)}。さらに、これらの合金と炭素鋼¹⁶⁾、ステンレス鋼¹⁷⁾との異材溶接では、希釈により凝固割れ感受性が異なる。このような結果から、Dupont らは、Nb を含む合金の凝固割れ感受性に及ぼす Nb, C, Si, Fe などの影響を明らかにするため、凝固過程を詳細に考慮して、系統的な検討を行っている¹⁸⁻²²⁾。Nb, C, Si 量を系統的に変化させた 21 種類の Ni-20Cr-11Fe 系及び Fe-20Cr-33Ni 系合金を用い、凝固に伴う残留融液中の Nb 及び C 濃度の変化を図3¹⁸⁾に示す Ni-Nb-C 三元系液相面状態図で検討している。そして、凝固過程では、液相(L)から γ 相が晶出し、残留融液中の Nb 及び C 濃度が富化して $L \rightarrow \gamma + NbC$ の共晶反応が起こり、C が消費されるのに伴い、さらに $L \rightarrow \gamma + Laves$ の 2 次共晶反応が起こり最終的に凝固することを明らかにしている。Knorovsky らは、Inconel 718 の凝固過程においても同様な反応が起こると報告している²³⁾。図4¹⁸⁾は Nb 及び C 量の違いによる凝固過程を 4 つの Type に分類したものである。すなわち、Type I では C/Nb が高く γ/NbC の共晶で凝固が終了する。Type II 及び III では C/Nb は Type I と同程度であるが、Nb, C 量が多く、 γ/NbC 及び $\gamma/Laves$ の共晶がともに晶出し、Type III では $\gamma/Laves$ 共晶がネットワーク状に晶出する。Type IV では C/Nb が低い場合を示す。

図3 Ni-Nb-C 三元系液相面状態図

図4 Nb及びCを含むNi基及びFe基超合金の凝固過程におけるNbC及びLaves相の形成機構の分類

図5 Fe-20Cr-Ni系合金の凝固割れ感受性に及ぼすNi量の影響

す。凝固割れ感受性は、Type I 及び II の場合に低くなる。このことから、Ni 基超合金では 0.052%，Fe 基超合金では 0.12%以上の C 濃度にすれば、凝固割れ感受性を低下できるとしている¹⁸⁾。

図6 凝固解析により計算した実用Ni基超合金のBTRと実測値したBTRとの比較

Fe-20Cr-Ni 合金²⁴⁾及び Inconel 706²⁵⁾で、Ni 量を系統的に変化させ、Ni 基超合金及び Fe 基超合金の基本成分である Ni の凝固割れ感受性に及ぼす影響を調べている。図5に示すように Fe-20Cr-Ni 合金では凝固割れ感受性は Ni 量が 40～60%で最も大きくなる。この理由として固液共存温度幅がこの Ni 量の範囲で大きくなることが挙げられている。Inconel 706 においても同様な結果となっている。

凝固割れ感受性を予測する方法として、以下のような試みがなされている。すなわち、凝固割れには最終凝固部に形成される σ , P, Laves などの TCP 相が影響を及ぼす。そこで、Hastelloy C-4, C-22, C-276, Inconel 625, Inconel 718 などの実用合金²⁶⁾並びに Fe, Ni-20Cr-Nb, C 試作合金²⁷⁾を用い、TCP 相を形成する元素の凝固偏析を考慮し、New PHACOMP²⁸⁾法を用いて、Md 値を計算し、最終凝固部での TCP 相の形成を予測する方法である。

一方、Ni 基超合金のデータベースを使った ThermoCalc による多元系合金の融点及び固液分配係数の計算値を併用した溶接凝固解析を行い、実用合金 8 種類の BTR を計算した²⁸⁾。図 6²⁸⁾は実測 BTR と計算で求めた BTR とを比較した結果であり、相関係数 0.8 で比較的良好に BTR を予測している。さらに、各元素を表 4²⁸⁾に示すような最小値及び最大値の範囲で任意に変化させた、仮定の 1000 種類の合金について BTR を計算し、BTR と化学組成との間に (1) 式のような関係式が得られ、相関係数 0.94 となり、BTR が良く予測できている。

表 4 仮想 Ni 基超合金に含まれる各種元素の組成範囲

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	B	Fe	Zr
Min	0.001	0.004	0.0	0.001	0.001	14.96	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0
Max	0.10	0.46	0.90	0.01	0.01	21.98	16.94	15.64	3.60	5.10	2.95	1.47	0.01	19.18	0.11

$$\text{BTR}\gamma = -49.1 - 5.9\text{Al} + 672\text{B} + 227\text{C} + 0.53\text{Co}$$
$$+ 2.24\text{Cr} + 3.78\text{Fe} + 26.0\text{Mn} + 7.15\text{Mo} + 58.7\text{Nb}$$
$$+ 1154\text{P} + 755\text{S} + 77.6\text{Si} + 37.8\text{Ti} + 0.98\text{W} + 392\text{Zr} \cdots (1)$$

3.1 液化割れ

凝固割れは溶材を選択することにより割れの発生を防止することが可能であるが、母材で起こる液化割れは、割れ防止が難しく、重要な問題である。

液化割れは、母材もしくは多層盛溶接金属の HAZ(前層ビードが後層ビードにより再加熱を受けた部分)の結晶粒界で発生し、凝固割れと同様、図 2 を用いて割れ発生機構を定性的に説明できる。BTR 及び $\varepsilon_{\text{BTRmin}}$ の大きさは、それぞれ液化した粒界部の凝固温度³⁹⁾及び粒界液化部の性状に、また、付加される歪の大きさ及び温度に対する変化量は、溶接条件、継手の拘束条件などに依存する。

液化割れ感受性の評価には従来より研究者によって、高温延性試験、Longi-Varestraint 試験、Spot Vares-traint 試験などが用いられている。W. Lin ら³⁰⁾は、これらの試験で得られる、パラメータの意味を明確にし、いずれの試験でも BTR 値が得られるような換算式を提唱している。

ところで、粒界液化の原因は、母相中の炭化物や金属間化合物とマトリックスとの共晶融解に起因する場合、不純物元素の粒界偏析に起因する場合、さらに溶接金属から HAZ の粒界へ溶質元素が拡散することに起因する場合が考えられている³¹⁾。

Inconel 718 鍛造及び鋳造合金、Incoloy 903、Incoloy 907、Incoloy 909、Incoloy 800、Hastelloy XR-II、A286 などの合金に対して、最近の 10 年間の液化割れの研究として、粒界液化に関しては、(1) 粒界液化機構の実験的解明、(2) 粒界液化のモデリングなどが行われている。また、熱処理、不純物元素の調整による液化割れ防止対策の検討、液化割れ感受性の評価方法、割れ発生に関する力学的因子の検討などが行われている。

NbC、Ni₃Nb(δ 相)を含む Inconel 718 の鍛造合金及び NbC、Laves 相を含む Inconel 718 鋳造合金における粒界液化部の詳細な元素分析を行い、 γ -NbC-Laves 疑似三元系状態図を用いて鍛造合金では γ -NbC、鋳造合金では γ -Laves 相界面で組成的液化現象が起こることを明らかにしている³²⁾。また、西本ら³³⁾も Inconel 718 鋳造合金の粒界液化が Laves 相と γ 相との共晶融解によることを明らかにしている。

図 7 スポットバレストレイン試験を用いた Alloy 903 の母材 HAZ 及び多層盛溶接金属再加熱部の液化割れ感受性の比較

また、母相中に NbC を含む Incoloy 903³⁴⁻³⁶⁾、Incoloy 907³⁵⁾においても、NbC と γ 相との組成的液化により粒界液化が起こり、液化割れが発生する事が指摘されている。一方、多層盛溶接を想定し、溶接金属を再加熱した部分の液化割れ感受性を調べた結果、図 7³⁴⁾に示すように、母材部の HAZ (図中の記号: ALLOY 903) に比して、多層盛溶接金属 (図中の記号: ALLOY 903-WM) の液化割れ感受性が高くなり、この原因として溶接金属の粒界には Laves 相が存在し、NbC の場合の粒界液化より低い温度で粒界液化が起こることを挙げている。さらに、Nb を含む被覆アーク溶接棒 ENiCrFe-1、ENiCrMo-3 の多層盛溶接金属においても NbC、Laves 相が原因で液化割れが発生する³⁷⁾。

Incoloy 800 では、TiC、M₂₃C₆と γ 相との組成的液化が起こり、粒界液化部は、Ti-rich な Laves 相で凝固する。その際、P の富化が融点を下げている³⁸⁾。また、Hastelloy XR-II では、Mo-rich な M₆C と γ 相との組成的液化が指摘されている^{39,40)}。

以上のように、粒界液化現象は、MC、M₂₃C₆、M₆C、Laves 相などと γ 相との組成的液化が主原因である。これまで、組成的液化機構として定性的に、図 8 (a) に示すような γ -炭化物の疑似二元系状態図を用い、炭化物構成元素の拡散律速により炭化物と γ 相との界面で生じる液相が成長するモデルが提案されていた⁴¹⁾。Radha-

図8 組成的液化による析出物とマトリックス界面での液相形成とマトリックス/液相界面(界面1)及び析出物/液相界面(界面2)の移動に伴う溶質濃度変化の模式図

図9 NbCを含むInconel 718の二次元粒界液化解析による加熱・冷却過程での液相の形成、粒界浸入及び凝固挙動

krishnan ら⁴¹⁾は Inconel 718 について、実験結果から得られた γ -NbC 疑似二元系状態図を用いて、1次元拡散による NbC の組成的液化現象を初めて定量的に解析している。羅ら⁴²⁾は、液相が粒界に浸入する過程を考慮に入れ、Thermo-Calc による Inconel 718 の状態図計算結果と組み合わせた2次元の粒界液化解析を行い、粒界液化挙動に及ぼす NbC の粒径及び結晶粒径の影響を検討した。そして図9⁴²⁾に示すような、加熱過程で NbC と

図10 鋳造 Inconel 718 の液化割れ感受性の及ぼす各種元素の影響 (図中のデータは 30 合金の平均値)

マトリックスとの界面で液相が発生し、NbC は次第に小さくなり、形成された液相は結晶粒界に優先的に浸入し、ピーク温度を過ぎて、冷却過程において、形成された液相が次第に少なくなり、 γ -NbC-Laves で最終的に凝固が終わるという、粒界での液相形成及び成長過程を予測している。この解析から、NbC 粒径が $0.05\mu\text{m}$ 以下では、粒界液化は生じず、 $0.05\sim 1\mu\text{m}$ の範囲では、粒界に浸入する液相が NbC の粒径に比例して大きくなることや、結晶粒径を小さくするほど、粒界に形成される液相が少なくなることを明らかにしている⁴³⁾。

図 11 Hastelloy XR-II の液化割れ感受性に及ぼす B の影響

液化割れ感受性には、上述した生成相と γ 相との組成的液化が大きく影響を及ぼすが、形成された液相の凝固温度をさらに低下させる原因として不純物元素、微量元素の影響がある。Inconel 718 鍛造合金における液化割れ感受性に及ぼす B, C, S, Fe, Nb の影響を系統的に調べた結果、図 10⁴⁴⁾ に示すように、B がもっとも影響を及ぼすことを指摘している。Huang ら⁴⁵⁾ も電子ビーム溶接において B が結晶粒界に偏析し液化割れ感受性に影響を及ぼすことを指摘している。また、Hastelloy XR-II においても図 11³⁹⁾ に示すように液化割れ感受性のパラメータ、 ΔT_c は B の増加とともに大きくなり、液化割れ感受性に B が影響を及ぼすことが明らかとなっている。その他、液化割れ感受性に影響を及ぼす元素として、Inconel 718 の鍛造合金では、さらに S^{46,47)} や C⁴⁸⁾ が、また、他の合金では、Si³⁵⁾ や P³⁸⁾ などが挙げられている。

多層盛溶接金属における液化割れ感受性に及ぼす P, Si, S の影響を系統的に調べるため、70Ni-Cr-Fe 三元系合金の Cr 及び Fe 量並びに P, Si, S 量を系統的に変化させ、再加熱溶接金属の液化割れ感受性を評価した結果、Cr 量に関係なく、P, Si, S 量の増加とともに、液化割れ感受性が増加することが明らかとなっている³⁷⁾。総じてこれらの元素は、Ni 基超合金や Fe 基超合金において固液分配係数が小さく融点を下げる効果があり、凝固割れ感受性を高める元素であるが、液化割れにも同様に悪影響を及ぼすことが伺える。

液化割れを防止するには、材料学的方法としては、(1) 粒界液化の防止、(2) 粒界液化量の低減、(3) 液化粒界の凝固温度低下の防止などが考えられる。

(1) の対策として、Inconel 718 鍛造合金では、 δ 相を析出させることが提案されている⁴⁹⁾。これは、加熱過程で δ 相が固溶することにより NbC の周辺に Nb が富化するため、NbC と γ 相との組成的液化が遅れることにより、液化割れが起こりにくくなることを狙った方法

図 12 鍛造 Inconel 718 の液化割れ感受性に及ぼす結晶粒径の影響

図 13 鍛造 Inconel 718 のレーザ溶接ビード断面における液化割れ発生位置の分布

である。また、Incoloy 903 では、生成相をあらかじめ局部溶融させ、生成相及び結晶粒径を局部的に微細にし、粒界液化を防止している⁵⁰⁾。また、Inconel 718 鍛造合金では、均質化熱処理により Laves 相を固溶させることにより、液化割れ感受性を改善している⁴⁷⁾。

(2) の対策として、結晶粒径の微細化があげられる。図 12⁵¹⁾ に示したように、結晶粒径の微細化は、粒界の液相量を少なくするのに有効である。Inconel 718 鍛造^{51,52)} 及び鍛造合金⁵³⁾ において、結晶粒径の微細化により液化割れ感受性が低下することが明らかにされている。

(3) の対策としては、不純物元素の調整などが考えられる。

すでに述べたように、液化割れには力学的な因子も大

図 14 鍛造 Inconel 718 の溶融境界部がピーク温度に到達した直後の主塑性歪量 (ϵ_{p1})、これに直交する塑性歪量 (ϵ_{p2}) 並びに板厚方向の塑性歪量 (ϵ_{py}) のビード表面から裏面にかけての変化

図 15 鍛造 Inconel 718 の溶融境界部がピーク温度に到達した直後の主塑性歪量 (ϵ_{p1}) の最大値 (図 14 参照) とレーザ溶接入熱との関係

大きく影響を及ぼす。しかし、これに関しては、ほとんど定量的な取り組みがなされていない。篠崎らは、Inconel 718 のレーザ溶接において、図 13⁵²⁾のようにネールヘッド状の溶け込み形状を領域分けした場合、首下部 Region 2 で液化割れが発生しやすいことを指摘し、溶接中のこの領域の高温塑性歪を FEM により解析した。そして、図 14⁵⁴⁾に示すように Region 2 において塑性歪が多くなることから、力学的にこの領域で割れが発生しやすいことを指摘している。また、レーザ溶接入熱を変化させた場合の Region 2 における高温歪を解析した結果、

図 16 70Ni-Cr-Fe 三元系合金の再加熱溶接金属部の延性低下割れ感受性に及ぼす P、Si 及び S の影響

図 15⁵⁵⁾に示すように、割れ発生の有無を左右する限界の歪が存在することを明らかにしている。

3.3 延性低下割れ

延性低下割れは、液化割れと同様に母材もしくは多層盛溶接金属の HAZ の結晶粒界で発生するとされている。図 2 を用いれば、延性低下割れは、溶接熱サイクルにより高温部に材料固有の高温延性を越える曲線 (2) のような歪が付加される場合に発生すると言え、この割れには、液相は関与していない。

前述したように、Ni 基超合金では液化割れが発生しやすいため、研究報告も多いが、延性低下割れに関しては少ない。ただ、図 2 に示した DTR が広くかつ ϵ_{DTRmin} が低くなれば、液化割れにつながって、割れが進展する場合もある。

中尾らは 70Ni-Cr-Fe 合金に P、Si 及び S を系統的に添加し、再加熱溶接金属の延性低下割れ感受性を検討している^{37,56)}。そして、延性低下割れには S が最も悪影響を及ぼし、図 16³⁷⁾に示すように Cr 量が 0 及び 20% では 10% の場合に比して延性低下割れ感受性に及ぼす S の影響が大きいことを明らかにしている。この理由は、Cr 量に対する粒界炭化物、S の粒界偏析、高温延性、硬さの変化を調べ、10%Cr で S の粒界偏析が最も少なくなることでであると説明している。さらに、Ni-30Cr-10Fe 系合金の多層盛溶接金属においても再加熱部で延性低下割れの発生が見られ、この原因の一つとして、S の粒界偏析が指摘されている^{57,58)}。

4. 溶接部の諸特性

4.1 溶接金属の高温特性

Ni 基超合金及び Fe 基超合金は、熱処理により溶接金属の析出相が変化し、また、高温で使用中に種々の相の

析出が起こる。そこで、高温特性に及ぼす熱処理条件及び使用条件について検討がなされている。

Nbを含む Inconel 718^{59,60)}, Inconel 625⁶¹⁾の TIG 溶接金属、被覆アーク溶接金属 ERNiCr-3^{62,63)}では、高温の熱処理により γ' , γ'' , δ 相などが析出し、高温での靱性、機械的特性の劣化が指摘されている。Inconel 718 の溶接金属では従来の熱処理条件 {1227K×1h, 空冷→(991K×8h, 炉冷→894K)×18h, 空冷}で、 δ 相を析出させていたが、高温での靱性向上を図るため新たな熱処理条件 {1366K×1h, 55K/h→991K×4h, 55K/h→894K×16h, 空冷}を提案している^{59,60)}。Hastelloy X の溶接金属に関してはクリープ特性に及ぼす B, Zr, REM など影響が系統的に行われており、B はクリープ強度を向上させることを明らかにしている^{64,65)}。また、高温 He ガス中での溶接部の機械的特性が調べられ、0.2%耐力及び伸びの低下が指摘されている⁶⁶⁾。

4.2 その他

その他トピック的な研究として、以下のような研究がなされている。

すなわち、Ni-28~36%Cr-10%Fe 高 Cr 系の溶加材を用いた溶接金属の 893K 時効における析出相 $M_{23}C_6$ による粒界腐食を調べた結果、Cr 欠乏層においても Cr 濃度は 20%程度あるため、粒界腐食の問題はないことを明らかにしている⁶⁷⁾。

新しい取り組みとして、Ni 基超合金で発生しやすいブローホールの発生機構を Ni-20,35,65Cu 二元系合金を用い、溶接速度とブローホールの形成との関係を凝固組織の観点で整理している。そして、セル状及びデンドライト状凝固組織の場合、溶接速度の増加とともにデンドライト境界上のブローホールは減少するが、溶接速度の増加とともにセル状凝固からセルラードエンドライト凝固に変化する場合、デンドライト境界上にブローホールが残留しやすいとしている⁶⁸⁾。

また、後熱処理過程における HAZ での粒界割れの機構の一つとして、粒界に拡散した O と C との反応により形成される CO_2 の形成は粒界脆化の原因となることが指摘されている⁶⁹⁾。

液体 Cu/Zn に接する Inconel 718 の HAZ で粒界破壊が発生することが指摘されている⁷⁰⁾。

また、炭素鋼と Inconel 625 とのクラッド界面における組織変化について詳細な報告も見られる⁷¹⁾。

近年、レーザ加工機の出力が増加し、1パスで電子ビーム溶接のような深溶け込みの溶接ビードが得られるため、レーザ溶接が普及し始めている。しかし、Ni 基超合金へのレーザ溶接の適用例は、まだ少なく、最近の 10 年間で次第に研究報告が増えつつある。

Inconel 600 では、パルスモードを制御し、予熱を行うことにより凝固割れを防止できることが報告されてい

図 17 鍛造 Inconel 718 レーザ溶接継手の引張試験結果

る⁷²⁾。また、Inconel 718⁷³⁾では、溶接条件により液化割れが発生しやすいと言う問題があるが、割れを防止すれば、溶接継手の高温強度は図 17 に示すように母材並となる⁷⁴⁾。Nimonic 263⁷⁵⁾, Ni-20Cr-20Co-6Mo 合金⁷⁶⁾のレーザ溶接継手も母材並の良好なクリープ強度が得られている。

Inconel 718 の母材析出相である γ' , γ'' 相のレーザ溶接熱サイクルによる固溶過程を溶解速度式を用いて解析し、HAZ の軟化部の予測を行っている⁷⁷⁻⁷⁹⁾。

鋭敏化した Inconel 600 にレーザ表面溶融処理を施し、Cr 欠乏層を消失させ、粒界腐食の改善を図っている⁸⁰⁾。さらに、Co 基合金の Haynes 188 のレーザ溶接部のクリープ強度低下の原因として、引張り方向に垂直な柱状晶の会合部が形成されることを挙げ、レーザ溶接部の表面溶融処理を行い、柱状晶粒界の方向を偏向させることにより、クリープ強度の改善を図る方法が提案されている⁸¹⁾。

5. ろう付及び拡散接合

本章では、一般の超合金にろう付、固相拡散接合及び液相拡散接合法を適用した研究結果を接合方法別に整理し、さらに、単結晶合金、酸化物分散強化合金、超塑性合金、金属間化合物などの先端合金を対象にした研究結果を合金別にまとめ、超合金における各種接合方法の特性並びに接合現象に及ぼす母材特性の影響を理解することにした。

5.1 ろう付

Ni 基超合金のろう付は、耐熱性を要求されるため、Ni-Cr-B-Si 系、Ni-Pd 系、Au-Ni 系のろう材がよく用いられている。新しいろう材として、耐熱性に優れた Pd-Cu 系ろう材⁸²⁾, Pd-Ag-Mn 系ろう材⁸³⁾の開発がな

されている。その他、ろう付部の組織とろう付条件との関係^{84,85)}、ろう付部の組織^{86,87)}、Inconel 718/Nb-1Zr⁸⁸⁾、Inconel 600/SM41B⁸⁹⁾など異材ろう付、濡れ性に及ぼすCrの影響⁹⁰⁾、ろう付継手の機械的性質^{91,92)}に関する研究が見られたが、いずれも単発的な研究であり、系統的な研究は行われていない。

5.2 固相拡散接合

固相拡散接合についても、通常合金に関してはあまり系統的な研究はなされていないが、インサート金属を工夫した研究が見られる。すなわち、インサート金属に母材とほぼ同組成で、液体急速凝固法を用いて微細結晶粒にしたインサート金属を用い、その超塑性現象を利用して、変形抵抗を小さくし、IN738LCを含め6種類のNi基超合金の固相拡散接合を行っている。その結果、図18に示すように、インサート金属を使用しない場合に比して、接合強度が向上していることがわかる⁹³⁾。また、インサート金属にInconel 718を用いた接合がなされ、良好な継手強度が得られている^{94,95)}。

その他、Ti合金とInconel 625との異材継手の接合界面組織が詳細に調べられている⁹⁶⁾。

5.3 液相拡散接合

液相拡散接合はろう付と固相拡散接合の特徴を合わせ持つ接合方法であり、高い継手強度が得られるため、通常の超耐熱合金や先端合金への適用が多く検討されている。本接合プロセスでは、インサート金属の選択及び供給方法、接合条件、酸化皮膜の挙動などが接合強度を左右する因子として重要である。このうち、この10年間の大きな研究テーマとして、数理計画法を用いたインサート金属の開発手法の提案、接合機構の解明、接合時間の

予測、母材溶融及び等温凝固過程に及ぼす結晶粒界の影響、接合時間の短縮化などが挙げられる。

液相拡散接合用のインサート金属が具備すべき要件として、(1)適正な融点、(2)脆性生成相形成の防止、(3)適正な接合層硬さなどが挙げられる。これらの条件をすべて満足するインサート金属の組成をできるだけ合理的かつ迅速に求めるため、数理計画法を用いた組成探索方法が提案され、Incoloy 800⁹⁷⁾、HP40⁹⁸⁾、HP系耐熱鋼⁹⁹⁾、高Al含有Ni基超耐熱合金¹⁰⁰⁾に適用され、良好な接合継手が得られている。また、MarM-247、IN939に対して、母材の組成を基本組成とし、融点降下元素としてB及びSiを添加したインサート金属を試作し、良好な接合継手が得られている¹⁰¹⁾。

液相拡散接合過程における、母材溶融過程¹⁰²⁾、等温凝固過程¹⁰³⁾、均一化過程¹⁰⁴⁾に関しては、理論的な解析がなされ、図19¹⁰⁵⁾に示したように母材溶融量、等温凝固時間及び均一化处理時間の予測式がまとめられている。また、母材溶融過程に関しては、融点降下元素の拡散律速機構による解析も行われている¹⁰⁶⁾。

母材溶融過程において、結晶粒界付近が優先的に溶融し、液相が浸入する現象がある^{107,108)}。このことは、理論的にも明らかにされている¹⁰⁹⁾。これにより、等温凝固過程の初期には、結晶粒界に液相が浸入している分、固液

図18 超塑性インサート金属を用いた固相拡散接合継手の引張試験結果

図19 液相拡散接合過程における母材溶解量、等温凝固時間及び均一化处理時間の予測式

界面の面積が広いため、固液界面の移動速度が速くなるが、終期には遅くなると説明されている¹⁰⁸⁾。また、このような結晶粒界の存在により、溶質元素の粒界拡散がバルクに比べて速いため、図 20¹¹⁰⁾に示すように、単結晶材の方が細粒材に比して、等温凝固時間が長くなる現象が見られる。

等温凝固過程での固相の成長挙動は接合界面の形成を知る上で重要であり、多結晶の Ni 基鋳造合金で調査され、固相は母材からエピタキシャル成長することが明らかにされている¹¹¹⁾。

接合時間の短縮化を図るため、接合層に合金粉末を入れ、その粉末間をインサート金属で埋めた接合方法が提案され、インサート金属の使用量が少ないため短時間での等温凝固が達成されている¹¹²⁻¹¹⁴⁾。

図 20 等温凝固時間に及ぼす結晶粒界の影響

図 21 Ni 基単結晶の固相拡散接合継手における接合界面のねじれ角とクリープ破断時間との関係

5.4 先端合金の接合

5.4.1 単結晶合金

Ni 基超合金の単結晶に対しては、固相及び液相拡散接合法が適用されている。

TMS-26 の固相拡散接合では、図 21 に示すように、接合界面でのねじれ角とクリープ破断時間との関係が調べられ、 3° 以内のねじれ角であれば、接合界面で粒界が形成されず接合が可能であり、接合継手は良好なクリープ特性を示している¹¹⁵⁾。 3° 以上でクリープ強度が低下する原因は、接合界面に酸化物を主体とする析出物が形成されるためと考えられている¹¹⁵⁾。

Ni-6.6Cr-12.6W-7.58Ta-4.92Al¹¹⁶⁾、CMSX-2¹¹⁷⁻¹²³⁾ について液相拡散接合がなされている。単結晶における液相拡散接合で生ずる問題として、(1) 機械加工により導入された接合界面の歪による接合界面での再結晶、(2) 等温凝固過程における接合界面の形成に及ぼす結晶方位差の影響、(3) 接合継手の高温強度低下などがある。

再結晶のしやすさは加工の程度に依存し、加工層の硬さが Hv600 以上では再結晶しやすいことが明らかにされている¹¹⁷⁾。加工層を小さくし、再結晶を防ぐため、接合前処理として、電解研磨¹¹⁶⁾もしくはエメリ紙 #1500 による機械研磨¹¹⁷⁾を施すことが提案されている。

また、母材溶融過程¹¹⁸⁾、等温凝固過程¹¹⁹⁾、均一化過程¹²⁰⁾は、多結晶合金の場合^{102-104,111)}と同様な挙動を示すことが明らかにされている。

等温凝固過程で固相は母材の結晶方位を維持しつつ成長するため、図 22¹²²⁾に示すように、相対する結晶の初期ねじれ角と接合後の接合界面を挟んでの両結晶の方位差との関係は 1 対 1 の関係にあることより、最終接合部

図 22 Ni 基単結晶の液相拡散接合継手における接合前と接合後の接合界面のねじれ角の比較

図 23 Ni 基単結晶の液相拡散接合継手における接合界面のねじれ角とクリープ破断時間との関係

図 24 MA956 の液相拡散接合継手の接合組織

では、初期の母材のねじれ角に対応して結晶粒界が形成される。したがって、初期の相対する母材のねじれ角を 0° にすれば、接合後も最終凝固部で粒界は形成されず単結晶が維持される^{122,123)}。このような継手のクリープ強度は、図 23¹²¹⁾に示すように 3° 以内のねじれ角にした場合、母材並となるが、それ以上のねじれ角では、クリープ強度が著しく低下する。クリープ強度が低下する主原因は、接合後熱処理過程で接合界面へ酸素が浸入することにより粒界脆化が起こったためと考えられている¹²¹⁾。

以上のように、単結晶合金の固相拡散接合及び液相拡散接合では、接合する母材同士の結晶方位が一致するように接合すれば、良好な接合継手が得られることがわかる。

5.4.2 酸化物分散強化型合金

酸化物分散強化合金として MA754, MA956 などの液相拡散接合^{124,125)}、摩擦圧接^{126,127)}、放電焼結接合¹²⁸⁾などが試みられている。

本合金は、高温強度の向上を図るために酸化物が分散されており、いかにこの酸化物の分散を維持しつつ接合

図 25 MA956 の液相拡散接合継手の接合層内における結晶粒界での酸化物の凝集

するかが接合継手の機械的性質を確保する上で重要である。

液相拡散接合では、すでに述べたように、固相は母材からエピタキシャル成長することが明らかとなっている¹¹¹⁾、本合金では、接合層内で固相が生成し、接合層内は図 24¹²⁵⁾に示すように、多結晶組織となる^{124,125)}。これは、母材中の酸化物が母材溶解過程で接合層内に溶出し、これが結晶生成の核になるためと説明されている¹²⁵⁾。そして、溶出した酸化物は、図 25¹²⁵⁾に示すように、接合層内の結晶粒界に凝集するため、クリープ強度の低下を招くことが指摘されている。液相拡散接合では、母材の酸化物の溶出が避けられないため、固相接合の適用が考えられている。

摩擦圧接は、母材を溶かさず接合できるため、この合金への適用が検討されている。接合継手の高温引張特性は良好であるが、クリープ強度が低い。この理由として、摩擦圧接時に導入された塑性歪により接合層では再結晶が起こり、結晶粒径が微細になること¹²⁶⁾や酸化物の凝集により、酸化物の大きさが大きくなり、分散強化が図れなくなることが挙げられる¹²⁷⁾。

また、近年、放電焼結機が普及している。これを用いると、極めて速い速度で粉末の焼結が可能である。そこで、MA 粉末を母材間に挟み、放電焼結することにより、接合継手を作製し、良好な接合組織が得られている¹²⁸⁾。

以上のように、酸化物分散強化合金は酸化物の分散状態をうまく制御することで接合が可能であると言える。

5.4.3 超塑性合金

超塑性加工 Inconel 718 についてろう付^{129,130)}、液相拡散接合¹³¹⁾が行われている。超塑性合金は、高温で超塑性を出現させるため、結晶粒径が $10\mu\text{m}$ 程度である。いずれの接合方法を用いても、母材の結晶粒径が小さいこと

が接合過程に及ぼす影響は少なく、良好な接合強度が得られている。

5.4.4 金属間化合物

Ni 基の構造用金属間化合物として、 Ni_3Al 、 $\text{Ni}_3(\text{Si}, \text{Ti})$ を対象とし、TIG、電子ビーム溶接¹³²⁻¹³⁴、ろう付¹³⁵などが検討されている。

10mol%Fe を含む Ni_3Al の電子ビーム溶接¹³²では、HAZ 割れが問題となり、この原因として、高温延性の低下が指摘されている。この場合の溶接中の HAZ における熱応力を計算し、母材の降伏応力との比較で、割れ発生の有無を判定している¹³³。また、B、Hf を含む Ni_3Al に対して電子ビーム溶接及び TIG 溶接を行った結果¹³⁴においても、HAZ 割れが問題となり、200ppm の B 量で最も割れ感受性が低くなる。

$\text{Ni}_3(\text{Si}, \text{Ti})$ を市販の Ni 基ろう材 F-SiB (Ni-6.6 Cr-8Si-2.6Fe-4.5B)、F-P (Ni-14 Cr-17P) 及び試作の F-Cu ろう (Ni-7Si-4Ti-17Cu) を用いてろう付した結果、F-Cu ろう材では良好な接合強度と 373K の 70% H_2SO_4 水溶液中での良好な耐食性が得られている¹³⁵。

6. 補 修 技 術

耐熱用途に使用される超合金は、使用環境が厳しいため材料の劣化が著しい。材料が高価なこともあり、使用材をそのまま使用し、一部だけ新材に取り替え溶接する場合がある。また、高温腐食、摩耗などにより形状が変化した母材の補修なども行われている。このように、補修技術は超合金にとって重要な技術である。

図 26 Nb, Mo, W 添加 HP 系耐熱鋼母材の 1323K における長時間時効にともなう 773K での高温延性の変化

超合金は長時間の使用により母材組織は変化し、種々の析出相が析出する。これが、溶接性にどのような影響を及ぼすかが問題となる。

IN738, IN100, U-700, U-710 を用い、 γ' 粒径の冷却速度依存性を利用して、硬さと冷却速度との関係を求め、HAZ 割れの発生を冷却速度で制御できると説明している¹³⁶。また、鋳造 Inconel 718 の補修溶接では、HAZ のマイクロ割れが問題となる¹³⁷。

長時間使用した Nb, Mo, W 添加の HP 系の耐熱鋼の補修溶接を行うと、HAZ で延性低下割れが発生しやすい。母材の時効時間と 773K での母材の高温延性の関係を調べた結果、図 26 に示すように時効時間の増加とともに高温延性の低下が見られた。これは、長時間の使用によりデンドライト境界に η 相がネットワーク状に形成されるためと考えられ、これにより、HAZ において延性低下割れが発生しやすくなると考えられている¹³⁸。最近、Nb 無添加の HP 系耐熱鋼においても M_{23}C_6 の析出により同様な HAZ 割れが発生することが指摘されている¹³⁹。また、Incoloy 800H においては、長時間の使用により粒界に析出した Ti 系析出物と母相との組織的液化に起因した液化割れの発生が指摘されている¹⁴⁰。

また、ろう付及び粉末を用いた液相拡散接合法による割れやキズの補修方法も検討されている。

割れ発生部及びその周辺を削り取り、予めろう材を埋め込み、加熱溶融させること (M-Fill プロセスと呼ぶ) により、穴をふさぐ方法が提案されている¹⁴¹。また、母材と同組成の粉末とろう材とを穴に充填し、粉末の隙間を溶融したろう材で埋め、等温凝固により、ろう材部を凝固させる^{142,143}。これにより、比較的短時間で接合部が等温凝固するため、タービンブレードの補修方法として検討されている。

以上のことより、補修溶接に関しては、母材の組織が母材の使用状況に依存するため、従来、あまり系統的な研究の取り組みがなされていなかった。しかし、近年、補修溶接の重要性が認識されつつあり、今後、さらに系統的な研究が増えていくことが望まれる。

7. お わ り に

Ni 基及び Fe 基超合金を中心に超合金の溶接・接合に関する諸問題に関して、主として材料学的な観点から研究された最近の研究結果のレビューを行った。最近の 10 年間で、系統的な基礎データを取る研究が多くなされており、この種の合金の溶接・接合に関する研究はさらに飛躍した。これらの合金は今後とも爆発的に需要が伸びると思えないが、製品の高付加価値化への要求や厳しい環境での製品の需要が増える中、超合金の使用は確実

に増えると予想される。また、先端材料と言われる各種合金の開発も積極的に行われている中、これらの溶接・接合技術を確実に発展させることが重要と考えられる。そのためには、今後も、基礎的な研究結果を蓄積する必要がある。本稿でのレビューがそれらの研究のきっかけとしてお役に立てれば幸いである。

最後に、資料を引用させていただいた原著者に深甚の謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) 藤田, 紫田: Ni 基超合金における合金元素の役割, 日本金属学会報, 16-4 (1977), 231-239
- 2) J. K. Tien and V. C. Nardone: *J. of Metals*, 36 (1984) 9, 52
- 3) C. T. Sims: *Superalloys II*, Eds. C. T. Sims, N. S. Stoloff and W. C. Hagel, John Wiley & Sons (1987), 3
- 4) 渡辺: 超耐熱合金を中心としたオーステナイト系耐熱合金, 日本鉄鋼協会, 2000 年
- 5) 野口: 高 Ni 合金の最近の動向, (社) 日本溶接協会 特殊材料溶接研究委員会資料, SW-13-97, 1997 年
- 6) 篠崎: 超合金の溶接・接合の要点—Ni 基超合金を中心として, 溶接技術, 43-8 (1995), 60-67
- 7) 中尾: 耐熱合金の最近の接合方法について, 鉄と鋼, 70-2 (1984), 151-157
- 8) 中尾: 超耐熱材料の溶接・接合, 本誌, 57-8 (1988), 575-581
- 9) (社) 日本溶接協会, 特殊材料溶接研究委員会: 耐熱材料の溶接に関する文献集, JWES-SW-8301, 1983 年
- 10) 田中: 新素材/新金属と最新製造・加工技術, 総合技術出版, 57-113
- 11) 三島, 岩田: 材料開発と材料設計学, ソフトサイエンス, 1985 年, 217-263
- 12) 雑賀, 大友: ガスタービン用耐熱合金, 鉄と鋼, 62-1 (1976), 133-146
- 13) M. J. Cieslak, T. J. Headley, R. B. Frank: *The Welding Metallurgy of Custom Age 625 PLUS Alloy*, *Weld. J.*, 68-12 (1989), 473s-482s
- 14) M. J. Cieslak: *The Welding and Solidification Metallurgy of Alloy 625*, *Weld. J.*, 70-2 (1991), 49s-56s
- 15) 堤, 湊, 小西, 杉野: インコネル系溶接金属の凝固割れ感受性に及ぼす Si, Mo の影響, 本会講義, 第 37 集 (1985-10), 184-185
- 16) J. N. DuPont: *Solidification of an Alloy 625 Weld Overlay*, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27A-11 (1996), 3612-3620
- 17) R. A. Patterson, J. O. Milewski: *GTA Weld Cracking—Alloy 625 to 304L*, *Weld. J.*, 64-8 (1985), 227s-231s
- 18) J. N. DuPont, C. V. Robino, A. R. Marder: *Solidification and Weldability of Nb-Bearing Superalloys*, *Weld. J.*, 77-10 (1998), 417s-431s
- 19) J. N. DuPont: *Microstructural Development and Solidification Cracking Susceptibility of a Stabilized Stainless Steel*, *Weld. J.*, 78-7 (1999), 253s-263s
- 20) J. N. Dupont, C. V. Robino, J. R. Michael, M. R. Notis, A. R. Marder: *Solidification of Nb-Bearing Superalloys: Part I, Reaction Sequences*, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29A-11 (1998), 2785-2796.
- 21) J. N. Dupont, C. V. Robino, A. R. Marder, M. R. Notis: *Solidification of Nb-Bearing Superalloys: Part II, Pseudoternary Solidification Surfaces*, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29A-11 (1998), 2797-2806.
- 22) J. N. DuPont: *Solidification and Weldability of Alloy 20 Cb-3*, *Trends in Welding Research Proceeding of the 5th International Conference Pine Mountain, Georgia, USA, June 1-5, 1998*, 77-82
- 23) G. A. Knorovsky, M. J. Cieslak, T. J. Headley, A. D. Romig, W. F. Hammett: *INCONEL 718: A Solidification Diagram*, *Metall. Trans. A*, 20A-10 (1989), 2149-2158
- 24) 西畑, 平田, 小川, 小溝: 完全 γ 系 Fe-Cr-Ni 合金の高温割れ感受性に関する検討, 第 157 回溶接冶金研究委員会資料, WM-1722-99, 1999 年
- 25) 茅野, 石黒, 西本: Ni 基合金 Inconel 706 の凝固割れ感受性に及ぼす Ni 量の影響, 本会論文集, 16-3 (1998) 365-373
- 26) M. J. Cieslak, G. A. Knorovsky, T. J. Headley, A. D. Romig, Jr.: *The Use of New PHACOMP in Understanding the Solidification Microstructure of Nickel Base Alloy Weld Metal*, *Metallurgical Transactions A*, 17A-11 (1986), 2107-2116
- 27) J. N. DuPont: *A Combined Solubility Product/New PHACOMP Approach for Estimating Temperatures of Secondary Solidification Reaction in Superalloy Weld Metals Containing Nb and C*, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29A-5 (1998), 1449-1456
- 28) M. Morinaga, N. Yukawa, H. Adachi: *J. Phys. Soc. Jpn*, 53-2 (1984), 653-663
- 29) 篠崎, 黒木, 細見: Ni 基耐熱合金溶接金属の凝固脆性温度領域に関する化学組成式の導出, 第 157 回溶接冶金研究委員会資料, WM-1719-99, 1999 年
- 30) W., J. C. Lippold, W. A. Baeslack III: *An Evaluation of Heat-Affected Zone Liquation Cracking Susceptibility, Part I: Development of a Method for Quantification*, *Weld. J.*, 72-4 (1993), 135s-153s
- 31) J. C. Lippold, W. A. Baeslack III, I. Varol: *Heat-Affected Zone Liquation Cracking in Austenitic and Duplex Stainless Steels*, *Weld. J.*, 71-1 (1992), 1s-14s
- 32) B. Radhakrishnan, R. G. Thompson: *A Phase Diagram Approach to Study Liquation Cracking in Alloy 718*, *Metallurgical Transactions A*, 22A-4 (1991), 887-902
- 33) 禹, 西本, 田中, 白井: Inconel 718 鋳造合金における HAZ 割れの特徴, 本会論文集, 17-3 (1999), 456-465
- 34) W. A. Baeslack III, W. P. Lata, S. L. West: *A Study of Heat-Affected Zone and Weld Metal Liquation Cracking in Alloy 903*, *Weld. J.*, 67-4 (1988), 77s-87s
- 35) S. C. Ernst, W. A. Baeslack III, J. C. Lippold: *Weldability of High-Strength, Low-Expansion Superalloys*, *Weld. J.*, 68-10 (1989), 418s-430s
- 36) R. Nakkalil, N. L. Richards, M. C. Chaturvedi: *Microstructural Characterization of INCOLOY 903 Weldments*, *Metallurgical Transactions A*, 24A-5 (1993), 1169-1179
- 37) 中尾, 篠崎, 小川, 櫻井: Ni 基多層盛溶接金属中のマイクロ割れの波面解析, 本会論文集, 11-1 (1993), 102-107
- 38) J. C. Lippold: *An Investigation of Heat-Affected Zone Hot Cracking in Alloy 800*, *Weld. J.*, 62-1 (1983), 1s-11s
- 39) 中尾, 篠崎, 佐平: 割れ発生機構の検討—Hastelloy XR-II の溶接熱影響部の高温割れにおよぼすボロンの影響 (第 1 報), 本会講義, 第 44 集 (1989-4), 222-223
- 40) 中尾, 篠崎, 佐平: 割れ発生機構の検討—Hastelloy XR-II の溶接熱影響部の高温割れにおよぼすボロンの影響 (第 2 報)—, 本会講義, 第 44 集 (1989-4), 224-225
- 41) B. Radhakrishnan, R. G. Thompson: *A Model for the Formation and Solidification of Grain Boundary Liquid in the Heat-Affected Zone (HAZ) of Welds*, *Metallurgical Transactions A*, 23A-6 (1992), 1783-1799
- 42) 羅, 篠崎, 吉原, 黒木, 白井: Inconel 718 合金の HAZ における粒界液化現象の理論的検討—Ni 基耐熱超合金のレーザ溶接性に関する研究 (第 3 報), 本会論文集, 18-1 (2000), 102-111
- 43) 羅, 篠崎, 吉原, 黒木, 白井: 二次元粒界液化モデルによる粒界液化現象の解析—Ni 基耐熱超合金のレーザ溶接性に関する研究 (第 4 報), 本会論文集, 18-1 (2000), 112-118
- 44) T. J. Kelly: *Elemental Effects on Cast 718 Weldability*, *Weld. J.*, 68-2 (1989), 44s-51s
- 45) Xiao. Huang, M. C. Chaturvedi, N. L. Richards: *Effect of Homogenization Heat Treatment on the Micros-*

- structure and Heat-Affected Zone Microfissuring Welded Cast Alloy 718, Metallurgical and Materials Transactions A, 27A-3 (1996), 785-790
- 46) R. G. Thompson, J. R. Dobbs, E. Mayo: The Effect of Heat Treatment on Microfissuring in Alloy 718, Weld. J., 65-11 (1986), 299s-304s
 - 47) 西本, 禹, 田中, 白井: HAZ 割れ感受性に及ぼす均質化熱処理の影響, 本会論文集, 17-4 (1999), 543-552
 - 48) R. G. Thompson, D. E. Mayo, B. Radhakrishnan: The Relationship between Carbon Content, Microstructure, and Intergranular Liquation Cracking in Cast Nickel Alloy 718, Metallurgical Transactions A, 22A-2 (1991), 557-567
 - 49) B. Radhakrishnan, R. G. Thompson: The Effect of Weld Heat-Affected Zone (HAZ) Liquation Kinetics on the Hot Cracking Susceptibility of Alloy 718, Metallurgical Transactions A, 24A-6 (1993), 1409-1422
 - 50) N. L. Richards, R. Nakkalil, M. C. Chaturvedi: The Influence of Electron-Beam Welding Parameters on Heat-Affected Zone Microfissuring in INCOLOY 903, Metallurgical and Materials Transactions A, 25A-8 (1994), 1733-1745
 - 51) R. G. Thompson, J. J. Cassimus, E. Mayo, J. R. Dobbs: The Relationship Between Grain Size and Microfissuring in Alloy 718, Weld. J., 64-4 (1985), 91s-96s
 - 52) 篠崎, 羅, 有吉, 黒木, 白井: 拘束緩和式 U 型高温割れ試験による各種合金の高温割れ感受性の比較-Ni 基耐熱合金のレーザ溶接性に関する研究 (第 2 報), 本会論文集, 17-2 (1999), 286-2293
 - 53) 西本, 禹, 田中, 白井: HAZ 割れ感受性に及ぼす結晶粒径の影響, 本会論文集, 17-4 (1999), 534-542
 - 54) 篠崎, 羅: Ni 基耐熱合金レーザ溶接部の溶接割れ現象とその割れ発生機構, 本会誌, 68-7 (1999), 516-520
 - 55) 篠崎, 黒木, 吉原, 羅, 奥本, 白井: 溶接熱影響部における高温変形挙動の解析-Ni 基超耐熱合金のレーザ溶接性 (第 8 報)-, 本会講概, 第 65 集 (1999-11), 66-67
 - 56) 中尾, 篠崎, 小川, 櫻井: Ni-Cr-Fe 三元系合金の再熱溶接金属の延性低下割れ感受性に及ぼす Cr 及び S の影響, 本会論文集, 11-1 (1993), 108-113
 - 57) 中尾, 篠崎, 山中, 松永: ミクロ割れ感受性に及ぼす不純物元素の影響-Ni 基超合金の多層盛溶接金属におけるミクロ割れの研究 (第 1 報)-, 本会講概, 第 54 集 (1994-4), 70-71
 - 58) 中尾, 西本, 才田, 篠崎, 山中, 松永: 再熱溶接金属における高温延性低下挙動-Ni 基超合金の多層盛溶接金属におけるミクロ割れの研究 (第 2 報)-, 本会講概, 第 56 集 (1995-4), 182-183
 - 59) W. J. Mills: Effect of Heat Treatment on the Tensile and Fracture Toughness Behavior of Alloy 718 Weldments, Weld. J., 63-8 (1984), 237s-245s
 - 60) W. J. Mills: Fracture Toughness of Thermally Aged Alloy 718 Weld Metal, Weld. J., 66-4 (1987), 113s-119s
 - 61) F. Cortial, J. M. Corrieu, C. Vernot-Loier: Influence of Heat Treatments on Microstructure, Mechanical Properties, and Corrosion Resistance of Weld Alloy 625, Metallurgical and Materials Transactions A, 26A-5 (1995), 1273-1286
 - 62) J. O. Nilsson, B. Lundquist, M. Lonnberg: The Effect of Heat Treatment on Toughness in Nickel-Based Weld Metal in the 600°-900°C Temperature Range, Weld. J., 93-1(1994), 45s-49s
 - 63) R. L. KLUEH, J. F. KING: Elevated-Temperature Tensile Behavior of ERNiCr-3 Weld Metal, Weld. J. 59-4 (1980), 114s-120s.
 - 64) 菊池, 仲西, 新, 高津, 斉藤: ハステロイ X 溶加材のクリープ特性に及ぼす微量添加元素の影響, 本会論文集, 4-2 (1986), 371-377
 - 65) 新, 高津, 斉藤, 仲西, 菊池: 微量元素を添加したハステロイ X 溶加材の溶接性, 本会論文集, 4-2 (1986), 365-371
 - 66) Y. Kondo, K. Fukaya, K. Kunitomi, Y. Miyamoto: Tensile and Impact Properties Changes of HASTEL-LOY X after Exposure in High-Temperature Helium Environment, Metallurgical Transactions A, 19A-5 (1988), 1269-1275
 - 67) C. L. Briant, E. L. Hall: The Microstructure and Corrosion Resistance of Nickel-Based Filler Metals with High Chromium Contents, Weld. J., 69-2 (1990), 60s-67s
 - 68) J. E. Ramirez, B. Han, S. Liu: Effect of Welding Variables and Solidification Substructure on Weld Metal Porosity, Metallurgical and Materials Transactions A, 25A-10 (1994), 2285-2294
 - 69) R. G. Iacocca, D. A. Woodford: The Kinetics of Intergranular Oxygen Penetration in Nickel and Its Relevance to Weldment Cracking, Metallurgical Transactions A, 19A-9 (1988), 2305-2313
 - 70) W. Shih, J. King, C. Raczkowski: Liquid-Copper /Zinc Embrittlement in Alloy 718, Weld. J., 77-6 (1998), 219s-222s
 - 71) Raghavan Ayer, R. R. Mueller, D. P. Leta, W. J. Sisak: Phase Transformations at Steel/IN625 Clad Interfaces, Metallurgical Transactions A, 20A-4 (1989), 665-681
 - 72) M. M. Biela, H. W. Kerr, D. C. Weckman: Effect of Process Variables on Cracking of Pulsed Laser Welds in Inconel 600, Trends in Welding Research Proceeding of the 5th International Conference Pine Mountain, Georgia, USA, June 1-5, 1998, 769-774
 - 73) 篠崎, 羅, 有吉, 黒木, 白井: Inconel 718 レーザ溶接性に及ぼす溶接条件の影響-Ni 基耐熱合金のレーザ溶接性に関する研究 (第 1 報), 本会論文集, 17-2 (1999), 279-285
 - 74) Luo Xiangjun: Study on Hot Cracking in Heat-Affected Zone of Nickel-base Superalloy, Inconel 718 by Laser Beam Welding, 広島大学工学部学位論文, 1999 年 11 月, 42
 - 75) 横場, 小林, 中崎, 谷田, 舟本: ガスタービン燃焼器へのレーザ溶接の適用, 本会講概, 第 60 集 (1997-4), 96-97
 - 76) 牧野, 木村, 高原: Ni 基合金のレーザ溶接技術, 本会講概, 第 57 集 (1995-10), 430-431
 - 77) 坂田, 廣瀬, 小林: Ni 基超合金 Inconel 718 のレーザー溶接, 本会講概, 第 59 集 (1996-10), 50-51
 - 78) 廣瀬, 坂田, 小林, 中西: Inconel 718 レーザ溶接部の組織と特性, 本会講概, 第 60 集 (1997-4), 18-19
 - 79) 廣瀬, 今田, 坂田, 小林: Ni 超合金 Inconel 718 レーザ溶接部の硬さ予測, 本会講概, 第 62 集 (1998-4), 34-35
 - 80) Y. S. Lim, J. Hun, IL H. Kuk, J. S. Kim: Microscopic Investigation Sensitized Ni-Base Alloy 600 after Laser Surface Melting, Metallurgical and Materials Transactions A, 28A-5 (1997), 1223-1231
 - 81) 牧野, 本多, 木村: Co 基超合金レーザ溶接部の高温強度特性とレーザ表面溶融処理による改善, 本会論文集, 16-4 (1998), 462-470
 - 82) 出井, 末澤: Pd ろうによる SUS316L および Inconel 600 のろう付継手特性, 本会講概, 第 53 集 (1993-9), 328-329
 - 83) 出井, 末澤: Pd-Ag-Mn ろうによる高温ろう付, 本会講概, 第 55 集 (1994-10), 122-123
 - 84) E. Lugscheider, K. D. Partz, R. Lison: Thermal and Metallurgical Influences on AISI 316 and Inconel 625 by High Temperature Brazing with Nickel Base Filler Metals, Weld. J., 71-10 (1992), 329s-333s
 - 85) E. I. Savage, J. J. Kane: Microstructural Characterization of Nickel Braze as a Function of Thermal Exposure, Weld. J., 63-10 (1984), 316s-323s
 - 86) E. Lugscheider, H. Zhuang, M. Maier: Surface Reactions and Wetting Mechanisms of Titanium- and Aluminum-Containing Nickel-Base and Iron-Base Alloys During Brazing under Vacuum, Weld. J., 62-10 (1983), 295s-300s
 - 87) D. Bose, A. Datta, A. Rabinkin, N. J. De Cristofaro: High Strength Nickel-Palladium-Chromium Brazing Alloys, Weld. J., 65-1 (1986), 23s-29s
 - 88) T. J. Moore: Preliminary Study on Pressure Brazing and Diffusion Welding of Nb-1Zr to Inconel 718, Weld. J., 69-3 (1990), 98s-102s
 - 89) Y. Miyazawa, T. Ariga: A Study of the Brazeability of

- Nickel-Based Brazing Filler Metal Foil for Joining Nickel Base Metal to Mild Steel Base Metal, Weld. J., 72-6 (1993), 294s-300s
- 90) W. F. Gale, E. R. Wallach: Wettability of Nickel Alloys by Boron-Containing Brazes, Weld. J., 70-3 (1991), 76s-79s
 - 91) J. R. Spingarn: A Comparison of Lap Shear and Pin-Collar Specimens for Evaluating A286 Stainless Steel Brazes, Weld. J., 66-4 (1987), 99s-112s
 - 92) B. Z. Weiss, B. Grushko: Effect of Strain Rate and Temperature on Yielding and Fracture Toughness of Brazed Joints of Inconel 718, Weld. J., 62-10 (1983), 282s-289s
 - 93) 安田, 岡山, 小林, 舟本, 児玉, 諏訪: Ni 基超合金の接合強度に及ぼす固相拡散接合条件およびインサート材炭素量の影響, 本会論文集, 7-3 (1989), 407-413
 - 94) 瀬戸, 藤原, 荒井: Ni 基超合金の固相拡散接合に関する研究, 本会講概, 第 61 集 (1997-9), 304-305
 - 95) 戸, 河田, 荒井: IN100 の固相拡散接合材における高温強度特性, 本会講概, 第 63 集 (1998-10), 382-383
 - 96) B. Aleman, I. Gutierrez, J. J. Urcola: Interface Microstructures in the diffusion Bonding of a Titanium Alloy Ti 6242 to an INCONEL 625, Metallurgical and Materials Transactions A, 26A-2 (1995), 437-446
 - 97) 中尾, 西本, 藤谷: アロイ 800 の液相拡散接合用インサート金属の開発, 本会論文集, 12-4 (1994), 539-546
 - 98) 中尾, 西本, 上林: HP40 の液相拡散接合用インサート金属の開発, 本会論文集, 13-1 (1995), 124-131
 - 99) 西本, 才田, 望月, 乾, 高橋: 接合継手の高温機械的特性に及ぼす接合条件の影響, 本会論文集, 15-1 (1997), 108-114
 - 100) 西本, 才田, 篠原: 高 Al 含有 Ni 基超合金の液相拡散接合用インサート金属の開発, (社)日本溶接協会 特殊材料溶接研究委員会資料, SW-15-97, 1997 年
 - 101) 中橋, 白兼, 武田: MarM-247, IN939 の液相拡散接合, 日本金属学会誌, 54-9 (1990), 826-831
 - 102) 中尾, 西本, 篠崎, 姜, 堀: 液相インサート金属による母材の溶融現象-Ni 基超耐熱鋳造合金の液相インサート金属拡散接合に関する研究 (第 1 報)-, 本会論文集, 6-4 (1988), 67-74
 - 103) 中尾, 西本, 篠崎, 姜: 液相インサート金属拡散接合における等温凝固過程の解析-Ni 基超耐熱鋳造合金の液相インサート金属拡散接合に関する研究 (第 2 報)-, 本会論文集, 7-2 (1989), 47-53
 - 104) 中尾, 西本, 篠崎, 姜, 重田: 液相インサート金属拡散接合における合金元素の均一化過程の解析-Ni 基超耐熱鋳造合金の液相インサート金属拡散接合に関する研究 (第 4 報)-, 本会論文集, 9-1 (1991), 55-62
 - 105) 姜 晶允: Ni 基超耐熱合金の液相インサート金属拡散接合に関する研究, 大阪大学工学部学位論文, 1988 年 12 月, 77
 - 106) H. Nakagawa, C. H. Lee, T. H. North: Modeling of Base Metal Dissolution Behavior during Transient Liquid-Phase Brazing, Metallurgical Transactions A, 22A-2 (1991), 543-555
 - 107) H. Kokawa, C. H. Lee, T. H. North: Effect of Grain Boundaries on Isothermal Solidification during Transient Liquid Phase Brazing, Metallurgical Transactions A, 22A-7 (1991), 1627-1631
 - 108) J. E. Ramirez, S. Liu: Diffusion Brazing in the Nickel-Boron System, Weld. J., 71-10 (1992), 365s-375s
 - 109) K. Ikeuchi, Y. Zhou, H. Kokawa, T. H. North: Liquid-Solid Interface Migration at Grain Boundary Regions during Transient Liquid Phase Brazing, Metallurgical Transactions A, 23A-10 (1992), 2905-2915
 - 110) 才田, 周, T. H. North: Ni の液相拡散接合における等温凝固挙動, 日本金属学会誌, 58-7 (1994), 810-818
 - 111) 中尾, 西本, 篠崎, 姜, 堀: 液相インサート金属拡散接合部の組織的検討-Ni 基超耐熱鋳造合金の液相インサート金属拡散接合に関する研究 (第 3 報)-, 本会論文集, 7-2 (1989), 83-89
 - 112) 中尾, 西本, 篠崎, 姜, 重田: 合金粉末を用いた液相インサート金属拡散接合法の開発-Ni 基超耐熱鋳造合金の液相インサート金属拡散接合に関する研究 (第 6 報)-, 本会論文集, 9-4 (1991), 550-555
 - 113) 中尾, 西本, 篠崎, 姜, 重田: 合金粉末を用いた液相インサート金属拡散接合法の接合現象-Ni 基超耐熱鋳造合金の液相インサート金属拡散接合に関する研究 (第 7 報)-, 本会論文集, 9-4 (1991), 556-561
 - 114) W. D. Zhuang, T. W. Eagar: High Temperature Brazing by Liquid Infiltration, Weld. J., 76-12 (1997), 526s-531s
 - 115) 大橋, 目黒, 山縣: Ni 基単結晶超耐熱合金 TMS-26 の拡散接合部に及ぼすねじり角の影響, 日本金属学会誌, 59-3 (1995), 319-324
 - 116) S. Kamohara, T. Funamoto, K. Yasuda, A. Yoshinari, T. Shibayanagi: Liquid-Phase Diffusion-Welding of Single-Crystal Nickel-Base Superalloy, Proceedings of the 3rd International Conference on International Trends in Welding Science and Technology, Gatlinburg, Tennessee, USA, June 1-5, 1992, 1089-1093
 - 117) 金, 才田, 西本, 浅井, 古川, 中尾: Ni 基超合金単結晶 CMSX-2 の酸化および再結晶挙動-Ni 基単結晶超合金の液相拡散接合に関する研究 (第 1 報)-, 本会論文集, 14-4 (1996), 723-730
 - 118) 西本, 金, 才田, 浅井, 古川, 中尾: Ni 基超合金単結晶 CMSX の液相拡散接合部の組織学的検討-Ni 基単結晶超合金の液相拡散接合に関する研究 (第 2 報)-, 本会論文集, 14-4 (1996), 731-740
 - 119) 西本, 才田, 金, 浅井, 古川: 液相拡散接合現象に及ぼす母材結晶粒界の影響-Ni 基単結晶超合金の液相拡散接合に関する研究 (第 3 報)-, 本会論文集, 15-2 (1997), 321-329
 - 120) 西本, 才田, 金, 浅井, 古川: 液相拡散接合部における合金元素の均一化挙動-Ni 基単結晶超合金の液相拡散接合に関する研究 (第 4 報)-, 本会論文集, 15-3 (1997), 509-514
 - 121) 西本, 才田, 金, 浅井, 古川: Ni 基単結晶超合金の液相拡散接合継手の機械的性質-Ni 基単結晶超合金の液相拡散接合に関する研究 (第 5 報)-, 本会論文集, 15-3 (1997), 515-522
 - 122) 西本, 才田, 金, 浅井, 古川: 液相拡散接合部の単結晶化挙動-Ni 基単結晶超合金の液相拡散接合に関する研究 (第 6 報)-, 本会論文集, 16-4 (1998), 530-539
 - 123) 西本, 才田, 金, 浅井, 古川: 液相拡散接合継手の高温機械的特性に及ぼす接合方位差の影響-Ni 基単結晶超合金の液相拡散接合に関する研究 (第 7 報)-, 本会論文集, 18-1 (2000), 133-140
 - 124) 平根, 森本, 舟本: 酸化物分散強化 Ni 基超合金 MA754 の液相拡散接合, 鉄と鋼, 72-10 (1986), 110-117
 - 125) 篠崎, 中尾, 黒木: 鉄基酸化物分散強化合金 MA956 の液相拡散接合現象と接合継手特性, 本会論文集, 14-1 (1996), 129-136
 - 126) K. Shinozaki, C. Y. Kang, Y. C. Kim, M. Aritoshi, T. H. North and Y. Nakao: The Metallurgical and Mechanical Properties of ODS Alloy MA 956 Friction Welds, Weld. J., 76-8 (1997), 287-299
 - 127) C. Y. Kang, T. H. North, D. D. Perovic: Microstructural Features of Friction Welded MA 956 Superalloy Material, Metallurgical and Materials Transactions A, 27A-12 (1996), 4019-4029
 - 128) 西本, 才田, 都筑: 酸化物分散強化合金のバース通電焼結接合過程における接合部の緻密化挙動, 第 158 回溶接冶金研究委員会資料, WM-1730-99, 1999 年
 - 129) M. S. Yeh, T. H. Chuang: Effects of Applied Pressure on the Brazing of Superplastic INCONEL 718 Superalloy, Metallurgical and Materials Transactions A, 28A-6 (1997), 1367-1376
 - 130) M. S. Yeh, T. H. Chuang: Super Plastic Forming/Brazing Process for Inconel 718 Superalloy Components, Weld. J., 76-5 (1997), 197s-200s
 - 131) M. S. Yeh, T. H. Chuang: Transient Liquid Phase Metallic Bonding of an Inconel 718SPF Superalloy, Weld. J., 76-12 (1997), 517s-521s

- 132) M. L. Santella, S. A. David: A Study of Heat-Affected Zone Cracking in Fe-Containing Ni₃Al Alloys, Weld. J., 65-5 (1986), 129s-333s
- 133) M. L. Santella, M. C. Maguire, S. A. David: Analysis of Heat-Affected Zone Cracking in Ni₃Al Alloy Welds by Computer Modeling of Thermal Stresses, Weld. J., 68-1 (1989), 19s-27s
- 134) M. L. Santella, J. A. Horton, S. A. David: Welding Behavior and Microstructure of A Ni₃Al Alloy, Weld. J., 67-3 (1988), 63s-69s
- 135) 渡辺, 大原, 柳沢, 小沼: Ni₃ (Si, Ti) 金属間化合物の Ni 基ろうによるろう付, 本会論文集, 13-3 (1995), 404-410
- 136) M. H. Haafkens, J. H. G. Matthey: A New Approach to the Weldability of Nickel-Base As-Cast and Power Metallurgy Superalloys, Weld. J., 61-11 (1982), 25-30
- 137) J. T. Kelly, W. H. Cremisio, W. H. Simon: An Evaluation of the Effects of Filler Metal Composition on Cast Alloy 718 Simulated Repair Welds, Weld. J., 68-1 (1989), 14s-18s
- 138) 篠崎, 黒木, 中尾, 西本, 乾, 高橋: 長時間使用した Nb, Mo および W を含む HP 系耐熱鋼の溶接性劣化, 本会論文集, 16-2 (1998), 223-232
- 139) 西本, 才田, 乾, 高橋: 改良型 HP 系耐熱鋼の経年使用材の補修溶接割れ, (社)日本溶接協会 特殊材料溶接研究委員会資料, SW-9-99, 1999 年
- 140) 吉田, 野井: インコロイ 800H 経年劣化材の機械的特性と溶接性, (社)日本溶接協会 特殊材料溶接研究委員会資料, SW-8-99, 1999 年
- 141) J. W. Lee, J. H. MC Murray, J. A. Miller: Development of a New Brazing Technique for Repair of Turbine Engine Components, Weld. J., 64-10 (1985), 18-21
- 142) 加幡, 本多: 高温部品の拡散ろう付補修法, 第 149 回溶接冶金研究委員会資料, WM-1647-97, 1997 年
- 143) 篠崎: 等温凝固法を利用した耐熱合金の補修, 鑄造工学, 70-12 (1998), 934-939

著者略歴

氏名 篠崎 賢二

昭和29年 2月 17日生 愛媛県出身

昭和51年 3月 大阪大学工学部溶接工学科卒業

昭和53年 3月 大阪大学大学院工学研究科前期博士課程

溶接工学専攻修了

昭和57年 3月 同上 後期博士課程

溶接工学専攻単位取得退学

昭和57年 4月 大阪大学助手 (工学部溶接工学科)

昭和60年 3月 工学博士学位授与 (大阪大学)

「HY 系高張力鋼溶接金属の低温割れに関する基礎的研究」

昭和62年 4月 カナダトロント大学・金属材料工学科客員研究員 (1年1ヶ月)

平成 6年 6月 広島大学工学部助教授 (工学部第一類 (機械系))
現在に至る

【専門分野】

溶接・接合材料学

【現在の研究分野】

- 超耐熱合金の溶接・接合
- フェライト系耐熱鋼の溶接
- 鉄系焼結材の溶接
- 高速遠心成形アルミナの成形及び接合
- 難削材の凝着現象の解析