

超高強度鋼板抵抗スポット溶接部組織の微細化手法に関する検討

大阪工業大学工学部機械工学科 講師 伊與田宗慶

1. 緒言

近年の自動車産業においては、地球温暖化防止を目的とした自動車の低燃費化が積極的に進められている。中でも、燃費性に大きく関わる自動車の軽量化、さらには運転性能向上までも同時に達成可能な自動車構造部材に対する高強度鋼板の適用が、急速に進められており非常に注目を集めている。さらに近年では、引張強さが 1000 MPa を超える超高強度鋼板（超ハイテン材）の開発、また自動車構造部材への適用に向けた研究が盛んに行われており、自動車構造部材の超ハイテン化は益々促進されるものと予想される。しかし、この超ハイテン化を阻害する大きな問題が存在する。それは、抵抗スポット溶接が施工された接合部においては、溶接金属であるナゲットの脆化により、鋼板強度の増加に対して接合強度（特に十時引張強さ）が向上せず、さらに継手は脆性的に破断しやすくなるという問題である¹⁾。ナゲット組織は溶接金属特有のデンドライト組織となっており、母材や熱影響部と比較して粗大化した結晶粒となっており、靱性が低下する。さらに、超高強度鋼板においては合金元素の影響により、ナゲットの脆化がより顕著となることから接合強度が低下する。つまり、自動車構造部材の超ハイテン化、ひいては地球温暖化を防止する上でナゲットの脆化改善、さらには十字引張強さの向上は非常に重要であるものと考えられる。

そこで本研究は、超ハイテン材の抵抗スポット溶接部におけるナゲットの靱性向上による十字引張強さ向上を目的として、粗大化したナゲットの結晶粒に着目し、ナゲット組織制御による靱性向上を達成する手法について検討を行った。

2. 金属箔インサート手法の概要

本研究では、ナゲット組織制御について、溶接金属内部への元素添加による組織制御に着目して検討を行う。通常、アーク溶接等の一般的な溶接においては、溶加材と呼ばれる溶接ワイヤもしくは溶接棒により、溶接金属に対して所望の元素を添加することで、溶接金属の組織や特性を制御することが可能である。しかし、抵抗スポット溶接においては、鋼板間においてジュール熱を利用することで熔融部を形成する手法であることから、溶加材の添加は不可能であった。

そこで、本研究では抵抗スポット溶接における溶接金属に対して元素添加を行う方法として、図 2.1 に示す金属箔インサート手法を提案する。方法は非常に簡便であり、溶接前にナゲットが形成される電極直下の領域に対して、種々の寸法に切断した金属箔を設置し、そのまま鋼板で挟みこみ溶接を行うものである。

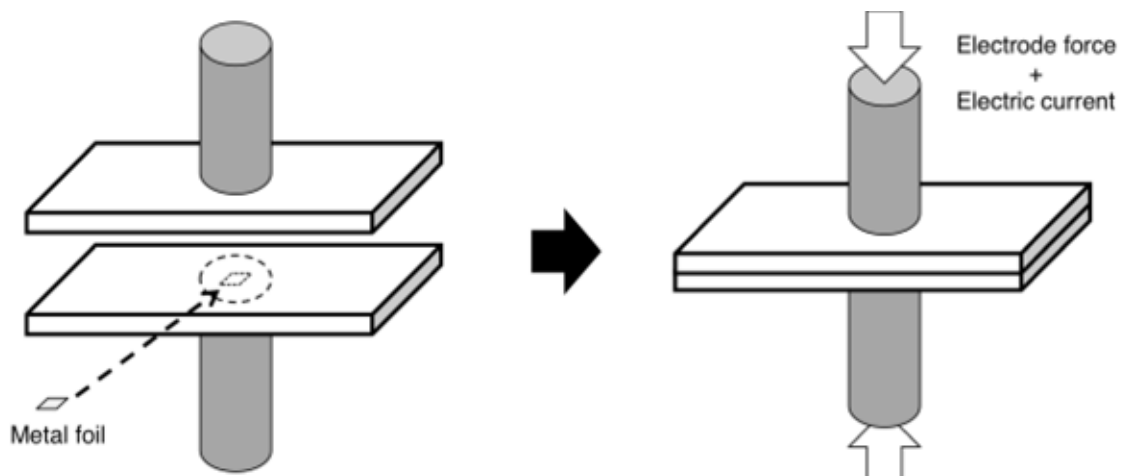


図 2.1 金属箔インサート手法の模式図

鋼板に挟みこまれた金属箔は、鋼板の溶融に合わせて溶融、さらに抵抗スポット溶接特有のナゲット内に生じる攪拌現象により、ナゲット内に均一に固溶する。その結果、ナゲットに対して所望の元素添加が達成される。

この金属箔インサート手法においては、インサート材の選定が重要になる。所望の元素を含有している金属箔を選定することはもちろんであるが、金属箔の融点と鋼板の融点の関係が、金属箔の溶け込み方を決める重要な因子となる。例えば、融点の低い金属メッキ鋼板抵抗スポット溶接継手の場合であると、ナゲット形成前にメッキ層が溶融し、ナゲット内部へメッキ成分は含まれないことが知られているように²⁾、融点の低い金属箔ではナゲット内にうまく元素を添加することができない、一方、融点が高すぎる場合には、鋼板が溶融しているにも関わらず金属箔が溶融せず、ナゲット内に大きな溶け残りとなって残存するなど溶接欠陥につながる。すなわち、合金元素が鋼に及ぼす強化機構のみならず、金属箔の融点を考慮して、高強度鋼板抵抗スポット溶接継手の十字引張強さの向上に影響を及ぼす溶接部特性制御が可能と予測されるインサート材を選定することが重要になると考えられる。

以上のことを踏まえ本研究では、融点が比較的鋼板のそれに近い金属箔の中から、ナゲット組織の微細化を目的としてチタン箔、さらにナゲット組織のオーステナイト化を目的としたニッケル箔をそれぞれ選定して、590 MPa 級高強度鋼板、さらに 980 MPa 級高強度鋼板に対して適用を行い、その効果について検証を行った。

3. チタン箔インサートによる溶接部特性の制御に関する検討

本章では、高強度鋼板抵抗スポット溶接部におけるナゲット組織の微細化を目的として鋼板間にチタン箔を挟み込んだ条件を用い、ナゲット内への Ti 元素添加による十字引張強さおよび溶接部特性変化について検討を行った結果について述べる。

3.1. 実験条件

供試材料は板厚 1.6 mm の 590 MPa 級高強度鋼板，980 MPa 級高強度鋼板を用いた．試験体については，チタン箔インサートによる十字引張強さ変化を把握する目的で図 3.1 の形状の試験体を製作した．

溶接装置は DAIHEN 社製形式 SLAI65-610 溶接機を使用し，電極は R 型の 18φ×45，R100 の電極を用いた．

本通電時間は一定として，電流値を調節することで所定のナゲット直径が得られるように調節を行った．溶接条件を 590 MPa 級高強度鋼板については表 3.1 に，980 MPa 級高強度鋼板については表 3.2 にそれぞれ示す．表内に示す Base とは金属箔を挟まない継手，すなわち通常の抵抗スポット溶接を施す条件である．一方，Ti で表記された条件についてはチタン箔をインサートする条件であり，Ti の後の数字をチタン箔の厚さ，括弧内で示す数字は箔の寸法を表す．

十字引張試験については JIS Z 3137³⁾に従い，引張速度を 5.0 mm/min とし製作した継手に対して試験を行った．また各引張試験後に十字引張強さ，ナゲット径の測定，破断形態の特定を行った．

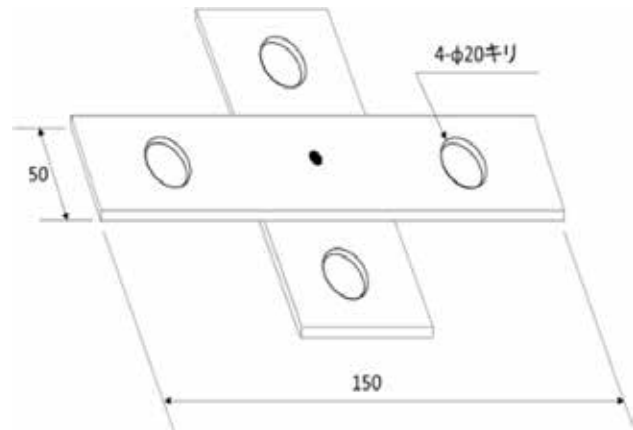


図 3.1 十字引張試験体

表 3.1 590 MPa 級高強度鋼板に対する抵抗スポット溶接条件

		電流値, I (kA)	加圧力, F (kN)	通電時間 (cycles)
4√t	Base	7.6+α	5.5	22
	Ti5(1mm)			
	Ti5(3mm)			
	Ti5(20mm)			
	Ti20(1mm)			
	Ti20(3mm)			
5√t	Base	8.6+α	5.5	22
	Ti5(1mm)			
	Ti5(3mm)			
	Ti5(20mm)			
	Ti20(1mm)			
	Ti20(3mm)			

表 3.2 980 MPa 級高強度鋼板に対する抵抗スポット溶接条件

		電流値, I (kA)	加圧力, F (kN)	通電時間 (cycles)
4√t	Base	7.0+α	5.5	22
	Ti5(1mm)			
	Ti20(1mm)			
4.5√t	Base	7.5+α	5.5	22
	Ti5(1mm)			
	Ti20(1mm)			

3.2. 十字引張試験結果

まず 590 MPa 級高強度鋼板に対する結果として、十字引張強さをナゲット径で整理した結果について図 3.2 に示す。中塗り三角プロットを部分プラグ破断、中塗り丸プロットをプラグ破断としており、各条件における結果を色分けで表示している。十字引張試験結果から、Ti5(1mm)、Ti5(3mm)、Ti20(1mm)、Ti20(3mm)では十字引張強さが向上していることが確認できる。なお、十字引張強さが低下した Ti5(20mm)においては、ナゲット端部においてチタン箔の溶け残りが生じており、その部分をき裂が優先的に進展していたことから、添加濃度に関係なく、十字引張強さが低下したものと考えられる。

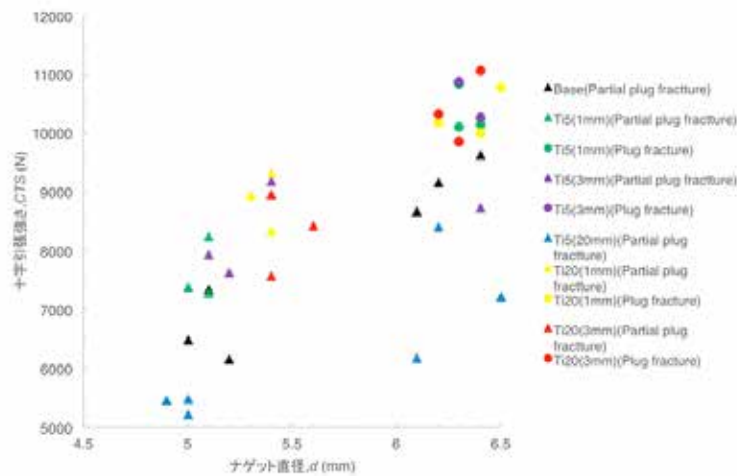


図 3.2 590 MPa 級鋼板継手の十字引張強さに及ぼす Ti 添加の影響

次に 980 MPa 級高強度鋼板に対する結果として、同様に整理を行ったものを図 3.3 に示す。十字引張試験結果から、Ti5(1mm)と Base を比較すると、十字引張強さが向上する結果が得られた。一方で Ti20(3mm)では十字引張強さは低下する結果となった。

以上のことから、590 MPa 級高強度鋼板、980 MPa 級高強度鋼板どちらにおいても、チタン箔をインサートすることにより、十字引張強さが向上する条件があることが確認された。

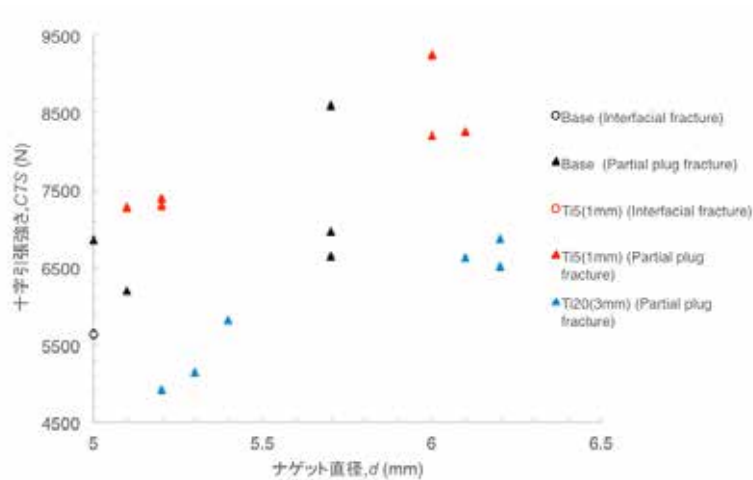
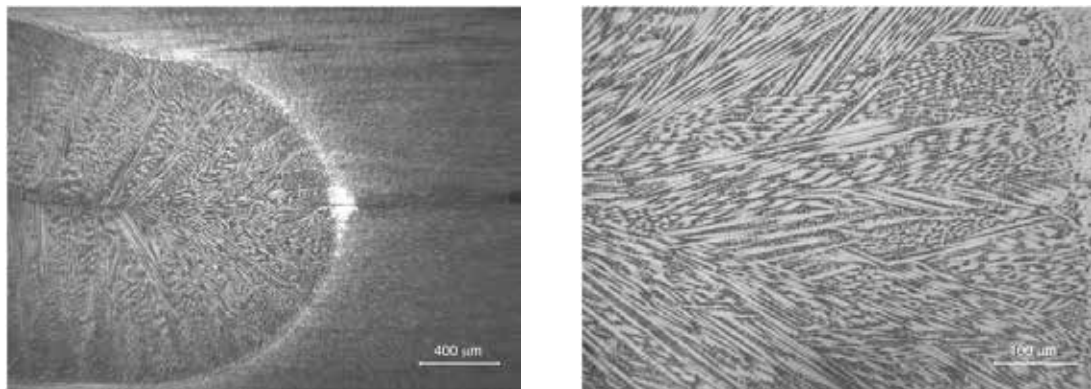


図 3.3 980 MPa 級鋼板継手の十字引張強さに及ぼす Ti 添加の影響

3.3. ナゲット組織観察結果

上述の Ti 元素添加による十字引張強さの変化について考察する目的で、ナゲット組織観察を実施した。Ti 元素添加による効果としては、旧オーステナイト粒径の縮小が予想されることから、旧オーステナイト粒の観察を目的として加熱したピクリン酸水溶液を用いた腐食を実施した。腐食方法については、50°C まで加熱したピクリン酸水溶液に対して、鏡面仕上げを行った溶接部断面を 30 秒間浸漬させることでナゲット内の組織を腐食させた。

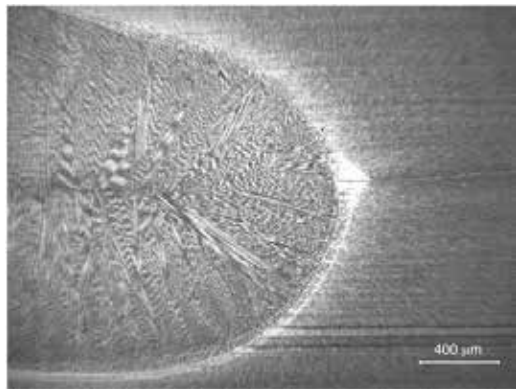
まず 590 MPa 級高強度鋼板の継手に対して、Base、Ti5(1mm)および Ti20(3mm)の条件について組織観察を行った。組織写真を図 3.4、図 3.5 および図 3.6 にそれぞれ示す。組織写真を比較すると Ti5(1mm)は Base と同様に柱状晶であり、等軸晶の数が増加しており微細化していることが確認できる。しかし、Ti20(3mm)では Base 及び Ti5(1mm)で見られた柱状晶がなく等軸晶のみの組織の様に見える。このことより Ti 元素の添加濃度が変化すると旧オーステナイト粒が変化することが確認された。



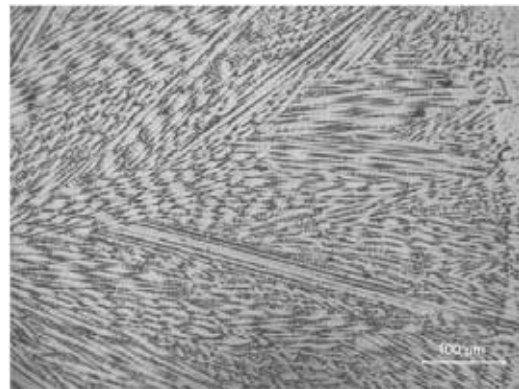
(a) ナゲット端部(×50)

(b) ナゲット端部(×200)

図 3.4 Base 条件のナゲット端部組織 (590 MPa 級鋼板)

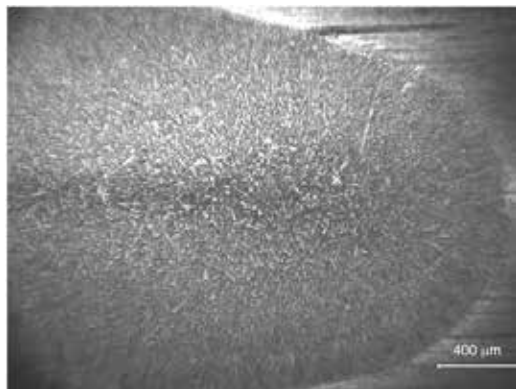


(a) ナゲット端部(×50)

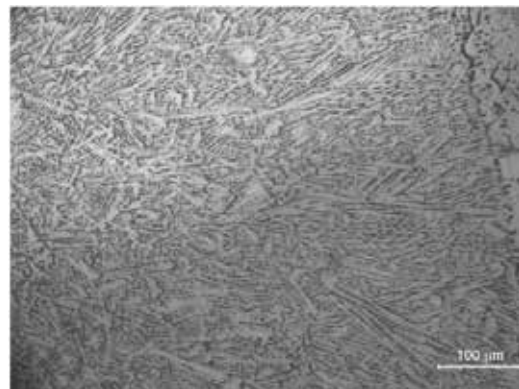


(b) ナゲット端部(×200)

図 3.5 Ti5(1mm)条件のナゲット端部組織 (590 MPa 級鋼板)



(a) ナゲット端部(×50)

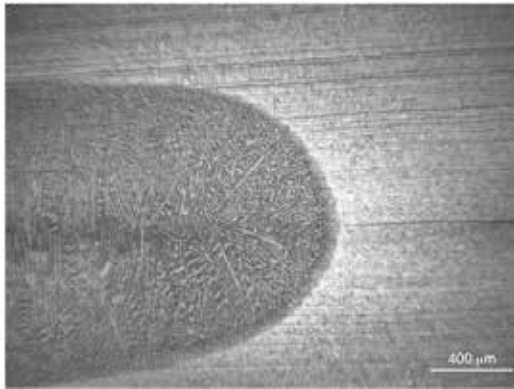


(b) ナゲット端部(×200)

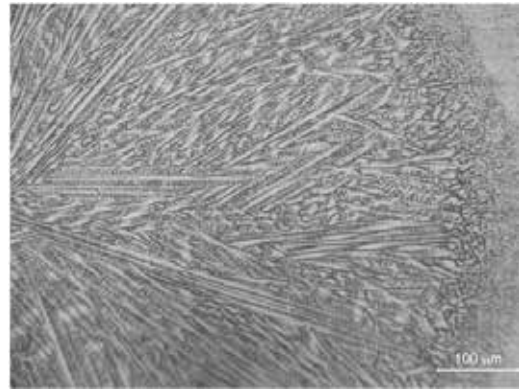
図 3.6 Ti20(3mm)条件のナゲット端部組織 (590 MPa 級鋼板)

次に 980 MPa 級高強度鋼板の継手に対しても同様に、Base、Ti5(1mm)およびTi20(3mm)の条件について組織観察を行った。組織写真を図 3.7、図 3.8 および図 3.9 にそれぞれ示す。590 MPa 級高強度鋼板と同様に、Ti5(1mm)では Base と同様に等軸晶を持つ組織であることが確認された。Ti20(3mm)では柱状晶がなく等軸晶のみの組織の样に見える。このことより 980 MPa 級高強度鋼板においても、590 MPa 級高強度鋼板と同様に、Ti 元素の添加濃度が変化すると旧オーステナイト粒が変化することが確認された。

上述の組織について結晶粒径を把握する目的で、線分法による結晶粒計測を実施した。なお、結晶粒径の計測については、590 MPa 級高強度鋼板と 980 MPa 級高強度鋼板において、箔厚に対して同様の組織変化が生じていたことから、代表して 980 MPa 級高強度鋼板に対して計測を実施した。なお、結晶粒径の計測については、線分法では結晶粒径が非常に小さくなると、計測が非常に困難となることから、結晶粒が細かくなっているものと見受けられた Ti20(3mm)の継手、および Base の継手に対しては EBSD 解析を実施している。

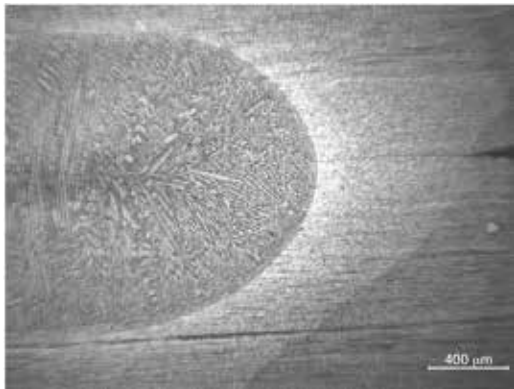


(a) ナゲット端部(×50)

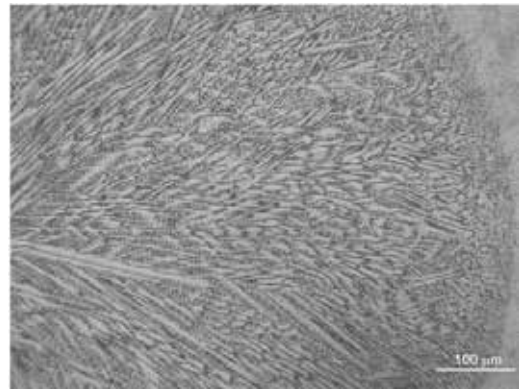


(b) ナゲット端部(×200)

図 3.7 Base 条件のナゲット端部組織 (980 MPa 級鋼板)

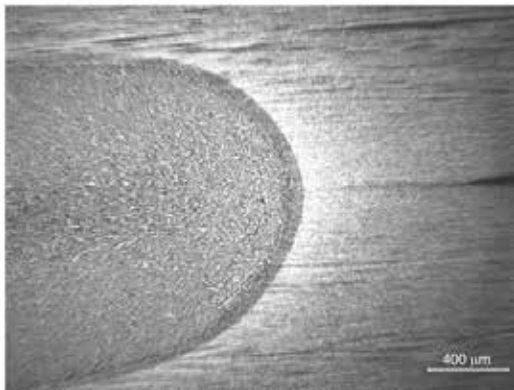


(a) ナゲット端部(×50)

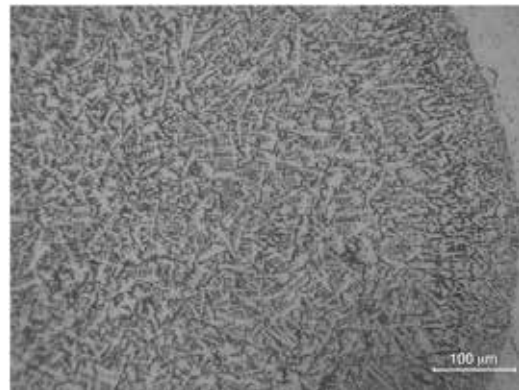


(b) ナゲット端部(×200)

図 3.8 Ti5(1mm)条件のナゲット端部組織 (980 MPa 級鋼板)



(a) ナゲット端部(×50)



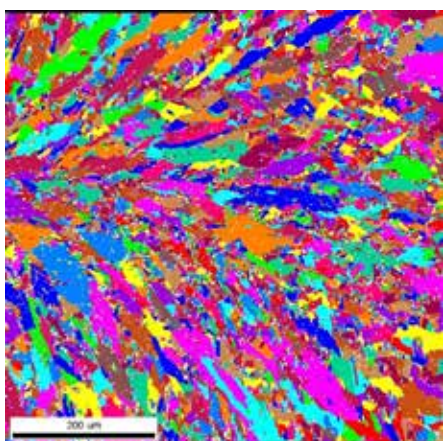
(b) ナゲット端部(×200)

図 3.9 Ti20(3mm)条件のナゲット端部組織 (980 MPa 級鋼板)

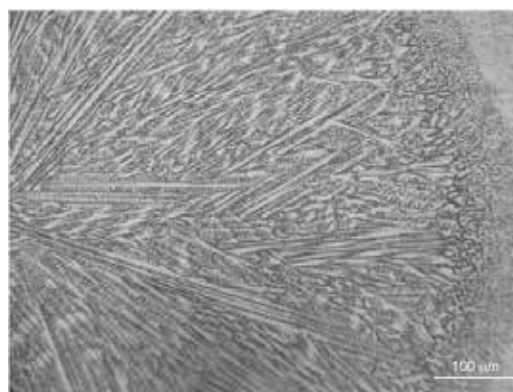
Base および Ti20(3mm)の継手に対する EBSD 解析結果を図 3.10 および図 3.11 にそれぞれ示す. また, それら EBSD 解析結果より算出した結晶粒径の分布について, 図 3.12 に示す. これら結果から, Ti20(3mm)は Base と異なる組織形態ではあるものの, 旧オー

ステナイト粒径については同程度であることが確認された。しかし、十字引張強さにおいては Ti20(3mm)において大きく低下していることから、今後は結晶粒径のみならず、組織形態の影響についても検討する必要があるものと思われる。

次に、ピクリン酸飽和水溶液を用いた線分法による旧オーステナイト粒径測定結果について、EBSD 解析結果と合わせて表 3.3 に示す。EBSD 結果と比較すると線分法の結果は大きなものとなっているが、これは線分法では 3 μm 程度以下の結晶粒は、写真上では判別しづらく、微細粒について正確に計測できていない可能性が考えられるものの、相対的な評価には十分使用できるデータであると考えられる。そこで結果に注目すると、十字引張強さが向上していた Ti5(1mm)においては、線分法の結果で結晶粒径が小さくなっていることが確認できた。

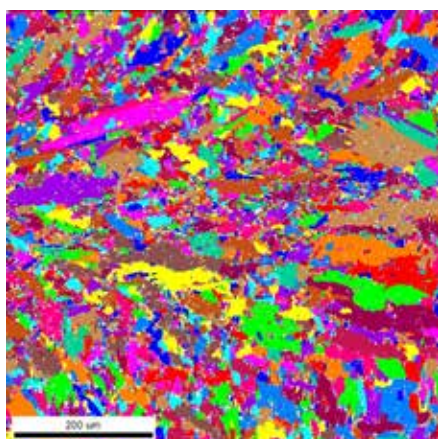


(a) EBSD による旧オーステナイト粒界のカラーマップ

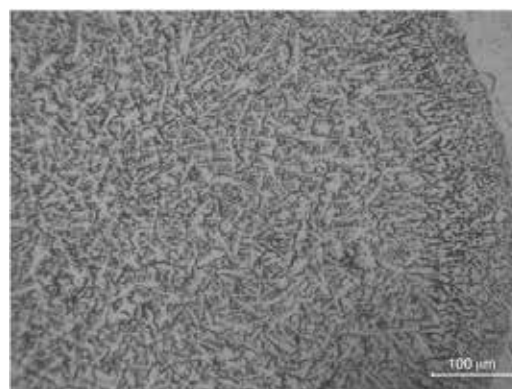


(b) エッチング結果

図 3.10 Base 条件の組織解析結果



(a) EBSD による旧オーステナイト粒界のカラーマップ



(b) エッチング結果

図 3.11 Ti20(3mm)条件の組織解析結果

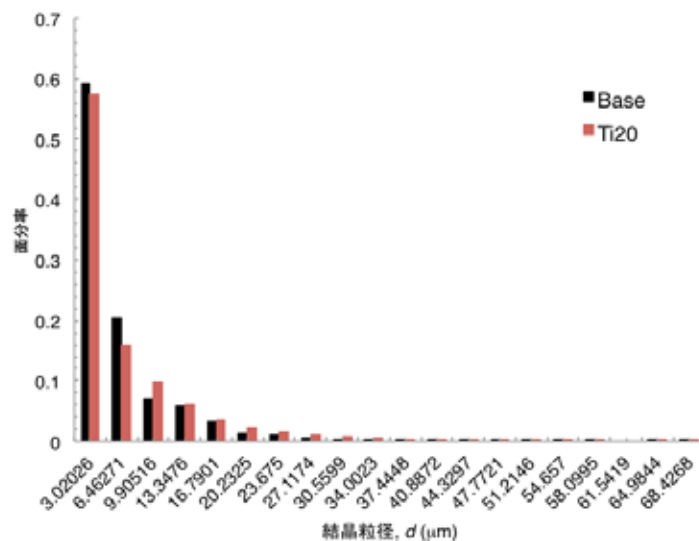


図 3.12 Base と Ti20(3mm)における結晶粒分布

表 3.3 EBSD 解析および線分法による平均結晶粒径

	Base	Ti5	Ti20
EBSD	5.636		5.634
線分法	7.2	6.4	

以上のことから、チタン箔をインサートした高強度鋼板抵抗スポット溶接継手においては、590 MPa 級高強度鋼板および 980 MPa 級高強度鋼板ともに、Ti 元素添加による結晶粒微細化が達成され、また十字引張強さが向上する結果が得られた。しかし、添加量によっては、結晶粒径がほとんど変化しない、また組織形態が変化するなどの現象が生じ、十字引張強さが低下する条件も存在することから、各鋼板に合わせた添加量を選定することが重要であるものと考えられる。

4. ニッケル箔インサートによる溶接部特性制御に関する検討

前章では、高強度鋼板抵抗スポット溶接部におけるナゲット組織の微細化を目的として、チタン箔を用いた検討について述べた。本章では、高強度鋼板抵抗スポット溶接におけるナゲット組織のオーステナイト化を目的として、鋼板間にニッケル箔を挟み込む条件を用い、ナゲット内への Ni 元素添加による十字引張強さおよび溶接部特性変化について検討を行った結果について述べる。

4.1. 実験条件

溶接装置は DAIHEN 社製形式 SLAI65-610 溶接機を使用し、電極は R 型の 18φ×45, R100 の電極を用いた。本通電時間は一定として、電流値を調節することでナゲット直径

$3\sqrt{t}$, $4\sqrt{t}$ となるように調節を行った。ニッケル箔をインサートした継手の溶接条件を表 4.1 に示す。インサート材について、今回の実験ではナゲット内部へ大量に Ni 元素を添加するため、箔の厚さをそれぞれ変更した。またニッケル箔をインサートすることで鋼板間の抵抗値が変化し、基本条件の電流値と同様の条件で行うと所定ナゲット径が得られない。そのためニッケル箔をインサートした継手では、本通電時の電流値に $+\alpha$ として適宜変更を行った。ナゲット内部への Ni 添加濃度に関しては、ナゲット体積と箔の体積から計算した結果、おおよそ $240\ \mu\text{m}$ の条件については 16.3%、 $320\ \mu\text{m}$ の条件については 21.8% の含有量であることが見積もられた。

表 4.1 ニッケル箔インサートの溶接条件

	電流値, I (kA)	通電時間 (cycles)	加圧力, F (kN)	箔厚 t (μm)
Base	7, 7.5	22	5.5	240, 320
Ni	$7+\alpha$, $7.5+\alpha$			

ビッカース硬さ試験については、抵抗スポット溶接後に継手を切断し、さらに切断面に鏡面研磨を施した試験体に対して実施した。条件は、荷重を 2.942 N、荷重保持時間を 15 s とそれぞれ設定した。測定箇所は JIS Z 3139⁴⁾に従って、水平方向へナゲット中心から 5 mm、板厚方向へ板・板界面から板厚方向へ 1.6 mm の 1/4 の範囲とした。また圧痕の大きさは最大で $70\ \mu\text{m}$ ほどであることを確認したため、この大きさの 3 倍以上である $250\ \mu\text{m}$ の測定間隔でナゲット中心から 21 点測定を行った。測定点の概略図を図 4.1 に示す。

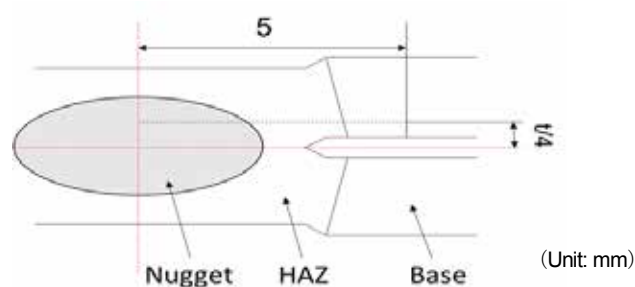


図 4.1 ビッカース硬さ分布の測定概要

4.2. Ni 元素添加による溶接部特性の変化

図 4.2 に基本条件とニッケル箔インサート条件における、ナゲット径が $4\sqrt{t}$ の場合のビッカース硬さ試験結果を示す。基本条件を Base として黒色プロット、厚さ $240\ \mu\text{m}$ のニッケル箔をインサートした条件を Ni240 として青色プロット、厚さ $320\ \mu\text{m}$ のニッケル箔をインサートした条件を Ni320 として赤色プロットでそれぞれ分類した。図より、Base

と Ni240, Ni320 を比較すると, Ni240 ではナゲット硬さが Hv150 程度低下しており, さらに Ni320 は, ナゲット硬さが Hv300 程度低下していることが確認できた. これは, ナゲット内部の Ni 添加量が増加するに従い, ナゲット内がオーステナイト組織になったため低下したものと考えられる.

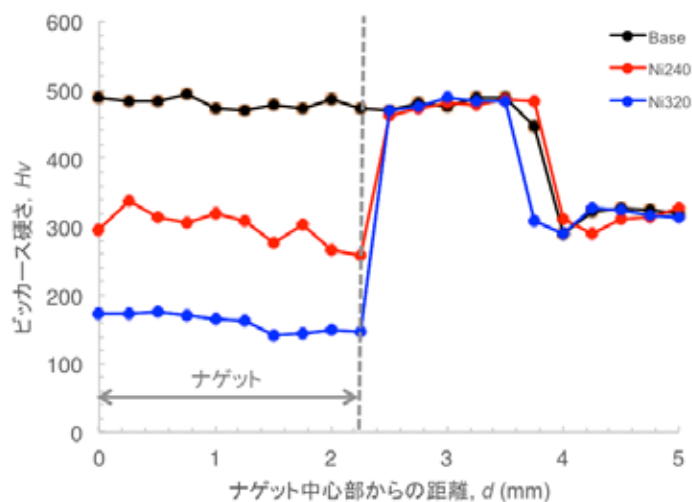


図 4.2 ニッケル箔インサート継手におけるビッカース硬さ分布

各条件における Ni 当量および Cr 当量をシェフラー組織図⁵⁾に当てはめると, 図 4.3 のような組織になると予測される. なお Ni 当量, Cr 当量の計算は大嶋ら⁶⁾の研究を参考に算出した. 図から, Base のナゲット内部はマルテンサイト組織, Ni240 のナゲット内部はマルテンサイト+オーステナイト組織, Ni320 のナゲット内部はオーステナイト組織になることがそれぞれ予測できる.

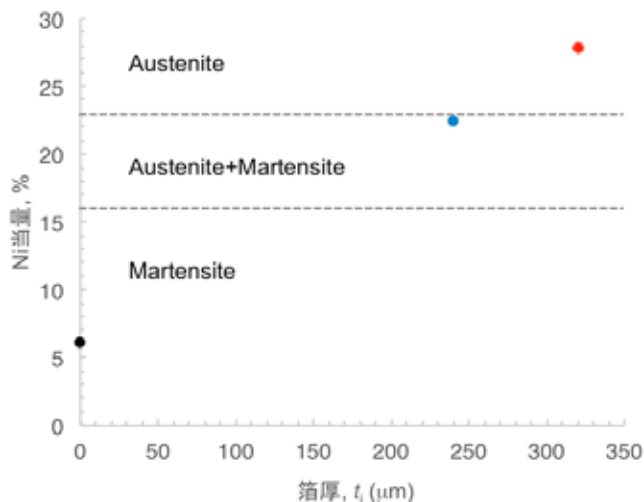


図 4.3 シェフラー組織図から予測した各条件における組織形態

次に各継手のナゲット中心部の断面観察結果を図 4.4 に示す。まず Base について、ナゲット内部はマルテンサイト組織であることが確認できる。次に Ni240 について、ナゲット内部はほとんどがオーステナイト組織になっているものの、一部マルテンサイト組織であることが確認できる。次に Ni320 について、ナゲット内部はステンレス鋼の溶接部と同様のようなオーステナイト組織であることが確認できた。これら各継手のナゲット内組織観察とビッカース硬さ分布の結果から、980 MPa 級高強度鋼板抵抗スポット溶接継手に対して、Ni 元素を添加することでナゲット内部の組織をオーステナイトとすることができ、またナゲットを大きく軟化させることが可能であることが明らかとなった。

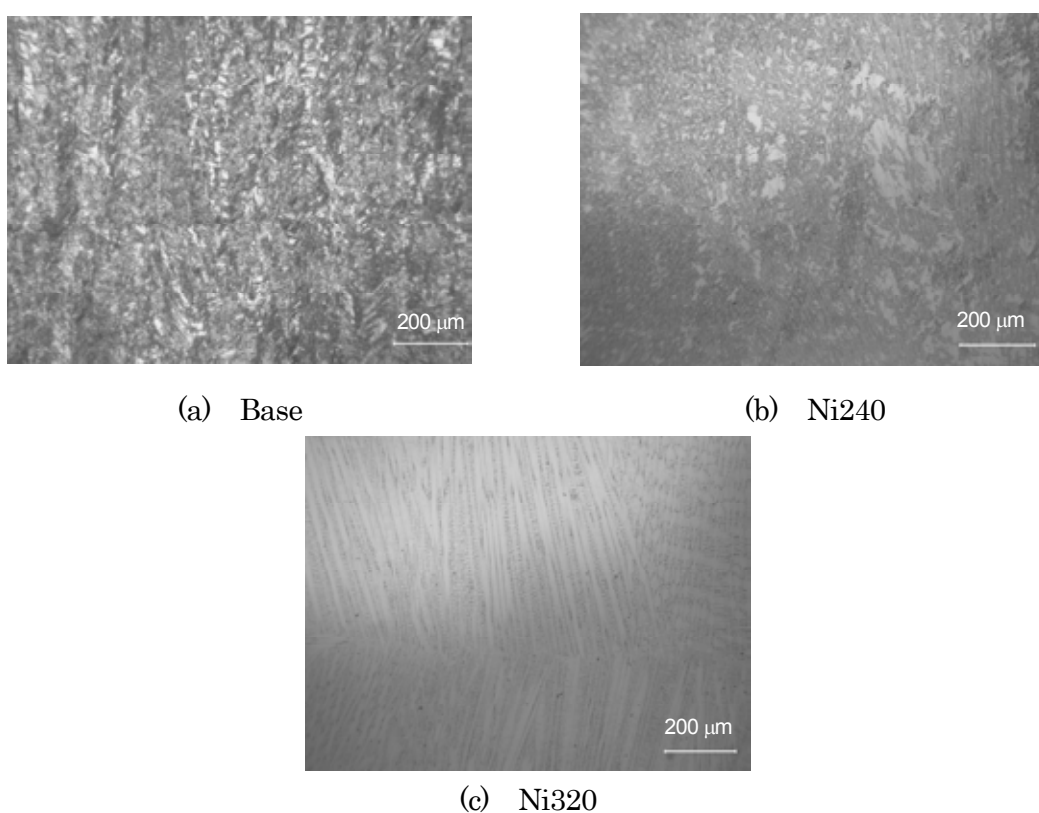


図 4.4 各条件におけるナゲット組織

4.3. Ni 元素添加による十字引張強さの変化

Ni 添加継手の十字引張試験結果を図 4.5 に示す。十字引張試験結果に対して、ナゲット直径で整理を行い、中抜きプロットのもの界面破断、中塗り四角プロットのもの部分プラグ破断、中塗り丸プロットのものプラグ破断としてそれぞれ分類して示す。

図から、Ni240 を Base と比較すると、ナゲット径 4 mm 付近においては、十字引張強さが向上している。一方で、ナゲット径 5 mm 付近では十字引張強さが低下していることが確認できる。次に Ni320 を Base と比較すると、全てのナゲット径において、破断形態は安定しないものの、十字引張強さが向上する結果となった。

これら十字引張試験結果について、ナゲット中心部の硬さ平均値で整理を行った。それらの結果を図 4.6 に示す。図 4.6(a) から、ナゲット径 4 mm の場合において、Ni240 と Ni320 のナゲット硬さは Base に比較して大きく低下しており、十字引張強さが向上している。また図 4.6(b) から、ナゲット径 5 mm の場合において、4 mm の場合と同様に Base と比較して大きく軟化した Ni320 では十字引張強さが向上しているのに対し、軟化の程度が小さい Ni240 では若干ではあるものの十字引張強さが低下している。これらの結果から、ナゲット硬さを Hv160 程度にまで軟化させることにより、十字引張荷重負荷時の応力集中は緩和され、脆性的なき裂発生を抑制したことで十字引張強さが向上したものと考えられる。

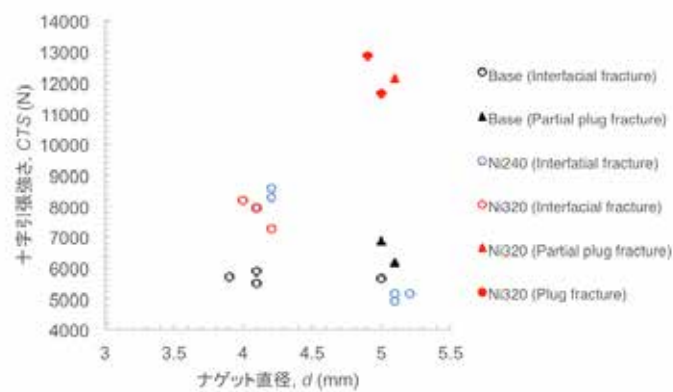


図 4.5 各条件における十字引張強さ

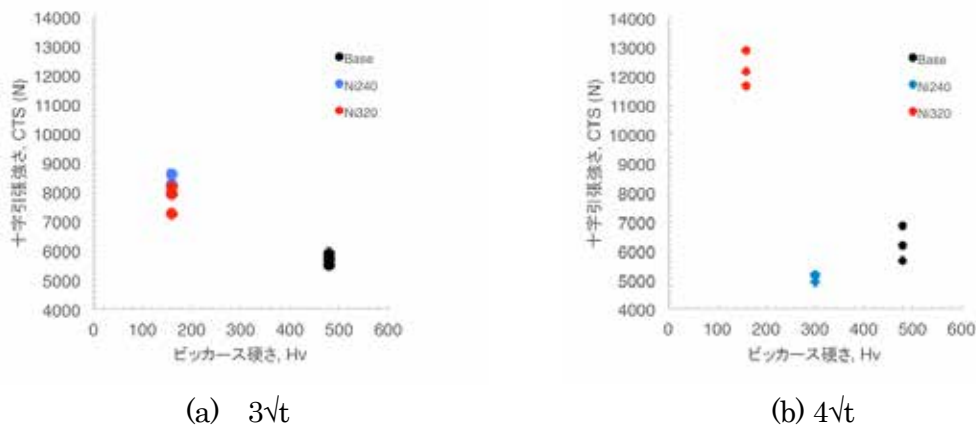


図 4.6 十字引張強さと硬さの関係

以上のような結果は、高強度鋼板抵抗スポット溶接継手の十字引張強さにはナゲット硬さの軟化による応力集中の緩和が大きく影響すること示唆するものである。この応力集中の緩和により、継手の破壊挙動が変化したものと考えられる。

4.4. 十字引張荷重負荷時の破壊挙動に及ぼすナゲット軟化の影響

前節の結果を踏まえ、十字引張荷重負荷時の破壊挙動に関して、SEM による破面観察及びナゲット内部へのき裂の発生・進展形態、き裂の開き角度に注目した検討を行った。なお、ナゲット径が 4 mm と 5 mm の場合であっても、ナゲットを大きく軟化させることで十字引張強さが向上するという傾向は同じである。そのため本検討においては、十字引張強さに大きな差が生じたナゲット径 5 mm に着目して実験を行った。

4.4.1. 実験条件

ナゲット径 $4\sqrt{t}$ の継手において、Base で約 7000 N、Ni320 で約 12000 N、Ni240 で約 6000 N で破断することを確認していたため、破断までの各荷重での停止条件については、表 4.2 に示すような条件で実施した。この停止条件で実施した十字引張試験後の継手を図 4.7 に示すように、赤矢印の荷重負荷方向に対して赤点線方向にナゲット中心で切断し、その断面観察からナゲット内部へのき裂発生・進展形態およびき裂の開き角を測定した。

き裂の発生・進展形態については、Base の十字引張試験中において、初期き裂が発生することが確認された 4000 N 時のナゲット内部へのき裂の発生・進展形態を観察した。またき裂の開き角度については、各荷重負荷時の継手の破断面の観察から、シートセパレーション先端の開き角度 ϕ を算出して求めた。

表 4.2 各条件における荷重停止条件

	十字引張強さ, CTS(N)	停止荷重 (N)
Base	7000	4000, 6000
Ni240	6000	4000
Ni320	12000	4000, 6000, 8000, 10000

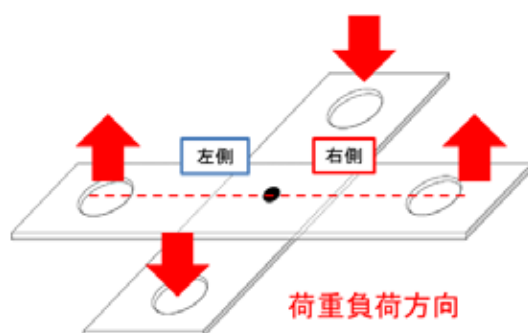


図 4.7 十字引張試験体に対する荷重方向と切断位置

4.4.2. ナゲット硬さと十字引張荷重負荷時の破壊挙動の関係

荷重 4000 N 時のナゲット内部へのき裂発生・進展形態の観察結果を図 4.8 に示す。図から、荷重 4000 N の段階で、Base では約 500 μm 、Ni240 では約 1200 μm のき裂がナゲ

ット内部に進展しているのに対して、Ni320 ではき裂進展は発生していないことが分かる。

次に図 4.9 に各停止荷重におけるシートセパレーション先端の開き角度を示す。き裂進展長さに差が生じた 4000 N の段階において、Base や Ni240 の条件では開き角度は比較的小さく、また Ni240 の方が少し大きいような結果を示しているのに対し、Ni320 においては他の 2 つの条件と比較して 3 倍程度の開き角度になっていることが分かる。

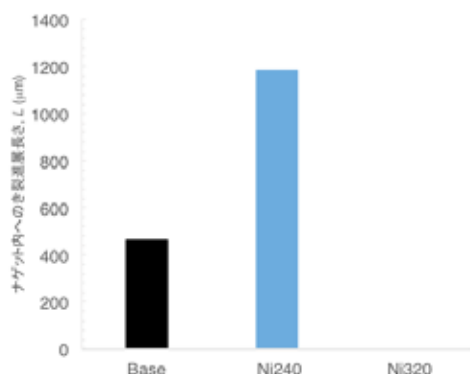


図 4.8 荷重 4000 N 時におけるナゲット内へのき裂進展長さ

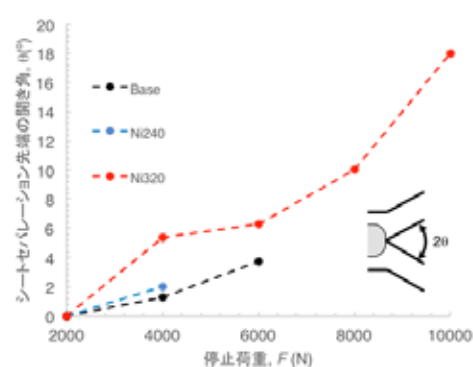
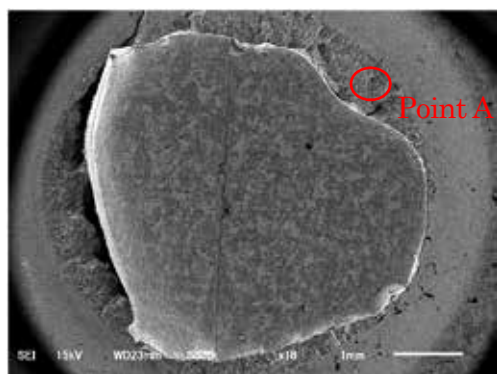


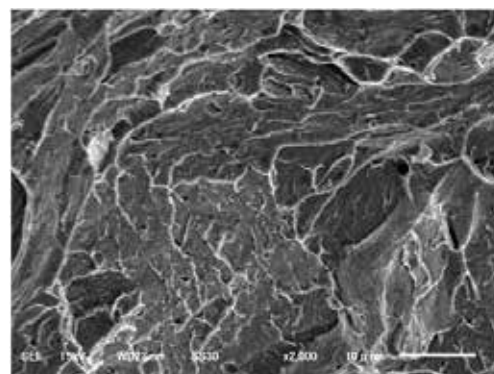
図 4.9 各停止荷重におけるシートセパレーション開き角度

さらに、破断形態との対応をとるために、各条件における破断後の継手において SEM を用いて破面観察を実施した。その結果を図 4.10、図 4.11 および図 4.12 にそれぞれ示す。

まず図 4.10 の Base の条件においては、ナゲット端部の破面はリバーパターンを呈しており、脆性的にき裂が発生したものを考えられる。次に図 4.11 の Ni240 の条件においては、ナゲット端部および内部では、ディンプルパターンを呈しており、き裂は延性的に進展したことが分かる。さらに図 4.12 の Ni320 の条件においては、部分プラグ破断を呈している継手に対して観察を行うと Ni240 と同様にディンプルパターンを呈していることがわかる。

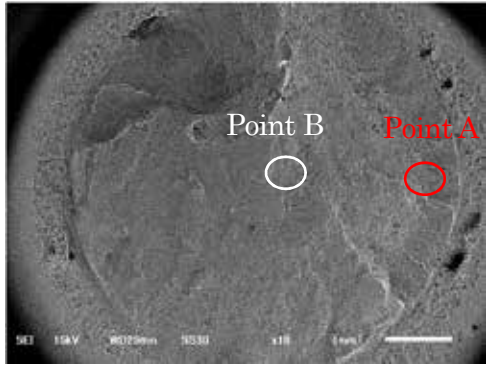


(a) 破面全体像

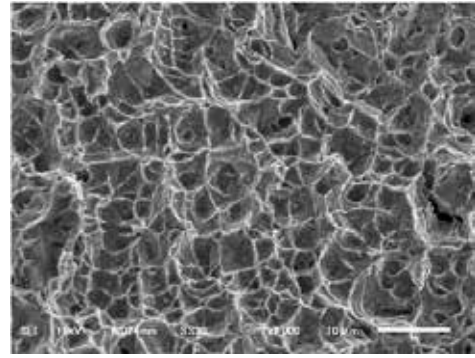


(b) Point A の破面

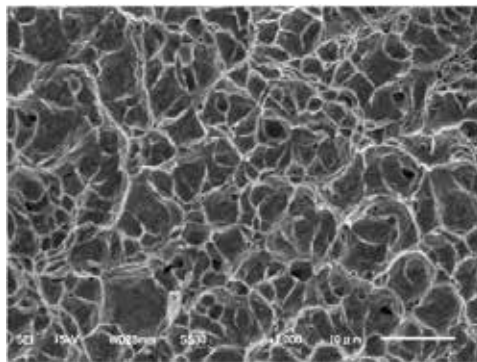
図 4.10 Base 条件継手の破面観察結果



(a) 破面全体像

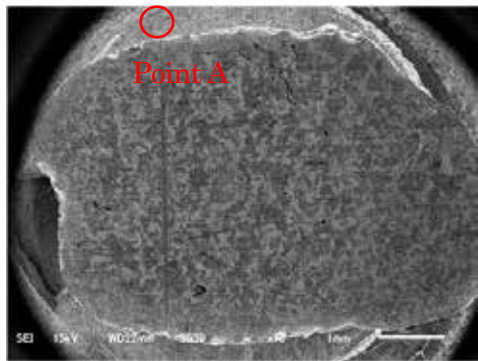


(b) Point A

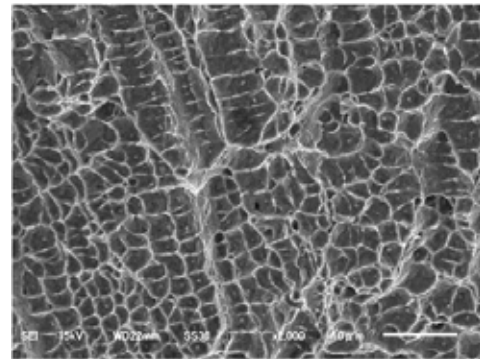


(c) Point B

図 4.11 Ni240 条件継手の破面観察結果



(a) 破面全体像



(b) Point A

図 4.12 Ni240 条件継手の破面観察結果

以上の結果から、各条件における十字引張強さの違いについて整理する。

まず Base の継手においては、従来知見と同様の傾向であり、ナゲット内部がフルマルテンサイト組織の硬化した組織であることから、継手はほとんど塑性変形を伴わず脆性的に継手が破断したことから、十字引張強さが低い結果となったものと推察される。

次に Ni240 については、ナゲット内部はマルテンサイトとオーステナイトの混合組織と

なり、硬さはマルテンサイトのそれより大きく低下したものの、シートセパレーション先端の開き角は大きくない。すなわち、シートセパレーション先端においては大きな応力集中が生じていることが予想されることから、硬さ低下に伴う強度低下に起因して、き裂は延性的に進展しながらも、低い荷重で破断に至ったものと推察される。

一方でNi320については、ナゲット内部はオーステナイト組織となり、硬さは大きく低下しており、シートセパレーション先端の開き角度は他の条件と比較して非常に大きくなっている。これは、ナゲット内部の硬さ低下に伴い、シートセパレーション先端近傍の塑性変形能が向上したことで、開き角度が増加、すなわちシートセパレーション先端における応力集中が緩和したことで、き裂は延性的にナゲット内を進展、もしくはナゲット内を進展せずに熱影響部側に進み、十字引張強さが向上したものと推察される。

しかし、いずれの考察においてもより詳細な検討が必要であるものと考えられ、十字引張強さに及ぼすナゲット組織や硬さ、さらにはその近傍の熱影響部の影響など、十字引張強さに及ぼす影響因子について整理を行う必要があると考えられる。なお、そのような検討においても、本研究で用いた金属箔インサート手法は有効な手法の1つとなり得るものと考えられることから、引き続き本手法を用いて、高強度鋼板抵抗スポット溶接継手の十字引張強さ向上に向けた取り組みを継続していく。

5. 結言

本研究では、超高強度鋼板抵抗スポット溶接継手の十字引張強さ向上を目的として、ナゲット組織に着目し、その組織制御手法について金属箔インサート手法を用いた検討を実施した。今回の検討においては、ナゲット組織の微細化を目的としてチタン箔を、さらにナゲット組織のオーステナイト化を目的としてニッケル箔をそれぞれ選択し、元素添加による十字引張強さ、ナゲット特性の変化について検討を行った。その結果、Ti元素添加によるナゲット組織微細化による十字引張強さ向上、Ni元素添加によるナゲット組織のオーステナイト化による十字引張強さ向上がそれぞれ確認され、超高強度鋼板抵抗スポット溶接継手の十字引張強さの向上に対して、金属箔インサート手法は有効な方法の1つであることが示された。しかし、ナゲット組織が微細化、またはナゲットが軟化した継手においても十字引張強さが向上しない条件も存在するなど、単純にナゲットの微細化や軟化のみで十字引張強さが向上できない可能性もあり、今後は十字引張強さに及ぼす影響因子について、より詳細に検討を進める予定である。

謝辞

本研究は、公益財団法人JFE21世紀財団2015年度技術研究助成により遂行されました。ここに謝意を表します。

参考文献

- 1) 富士本博紀ら, 溶接技術, 第 59 卷, 第 3 号 (2011), pp. 48-53.
- 2) 山本利雄ら, 溶接学会誌, 第 37 卷, 第 12 号 (1986), pp. 79-85.
- 3) 日本工業調査会, JISZ3137:1999, 抵抗スポット及びプロジェクション溶接継手の十字引張試験に対する試験片寸法及び試験方法
- 4) 日本工業調査会, JISZ3139:2009, スポット, プロジェクション及びシーム溶接部の断面試験方法
- 5) A.L.Schaeffler, Metal Progress, Vol. 56, No. 11 (1949), p. 680-680B.
- 6) 大嶋貴之ら, 鉄と鋼, 第 92 卷, 第 6 号 (2006), pp. 16-21.