The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	圧力制御通電圧接を用いた金属材料の固相接合
Author(s)	林, 泳錫
Citation	大阪大学, 2022, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/88042
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

博士学位論文

圧力制御通電圧接を用いた金属材料の固相接合

林　泳　錫

2021 年 12 月

大阪大学大学院工学研究科

目次

第 1 章　序論……1

1.1　本研究の目的……1

1.2　本研究の構成……3

1.3　第 1 章の参考文献……6

第 2 章　研究背景……10

2.1　緒言……10

2.2　摩擦圧接の先行研究……20

2.2.1　鋼の同種接合……20

2.2.2　アルミニウムの同種接合……23

2.2.3　鋼－チタンの異種接合……27

2.2.4　鋼－アルミニウムの異種接合……30

2.3　第 2 章の参考文献……36

第 3 章　圧力制御通電圧接法の開発……48

3.1　原理……48

3.2　接合装置……48

3.3　温度制御のメカニズム……54

3.4　第 3 章の参考文献……55

第 4 章　圧力制御通電圧接法による A_1 点以下での炭素鋼の接合……56

4.1　緒言……56
4.2　実験方法……57
4.3　実験結果および考察……60
4.3.1　継手の微細組織に及ぼす電流の影響……60
4.3.2　継手の機械的性質と微細組織に及ぼす寄り代の影響……62
4.4　まとめ……70
4.5　第 4 章の参考文献……72

第 5 章　圧力制御通電圧接によるアルミニウム合金の接合……74
5.1　緒言……74
5.2　実験方法……75
5.3　実験結果および考察……77
5.3.1　継手の微細組織と機械的性質に及ぼす寄り速度の影響……77
5.3.2　継手の微細組織と機械的性質に及ぼす接合圧力の影響……83
5.4　まとめ……90
5.5　第 5 章の参考文献……91

第 6 章　圧力制御通電圧接による Ti-6Al-4V/SUS316L の異材接合……93
6.1　緒言……93
6.2　実験方法……94
6.3　実験結果および考察……97
6.3.1　継手の微細組織と機械的性質に及ぼす接合圧力の影響……97

6.3.2　接合界面の形成と継手の機械的性質に及ぼす寄り代の影響……105
6.3.3　100%の継手効率を有する Ti-6Al-4V/SUS316L 継手の作製……112
6.3.4　圧力制御通電圧接と摩擦圧接の相違点……122
6.4　まとめ……123
6.5　第 6 章の参考文献……124

第 7 章　圧力制御通電圧接による AA5052/S45C の異種接合……127
7.1　緒言……127
7.2　実験方法……130
7.3　実験結果および考察……134
7.3.1　変形挙動に及ぼす接合部長さ比の影響……134
7.3.2　機械的性質と微細組織に及ぼす接合圧力の影響……140
7.4　まとめ……152
7.5　第 7 章の参考文献……153

第 8 章　総括……156
研究業績……159
謝辞……161

第 1 章　序論

1.1　本研究の目的

現代社会では技術の進歩に伴ってエネルギー消費量が増加しており、各種燃料副産物の排出による環境問題が必然的な国際課題となっている。特に、地球温暖化は多様な気候変動を引き起こし、生態系にも大きな影響を与えるため、世界規模の環境問題として注目されている[1]。地球温暖化の原因となる温室効果ガスの中で、二酸化炭素（CO_2）は国内の温室効果ガス総排出量の 90 %以上を占めており、地球温暖化に及ぼす影響が最も大きいと考えられる[2]。ここで、運輸産業は二酸化炭素の排出量が多い代表的な産業分野の一つであるが、車体を 100 kg 軽量化すれば、燃費が約 1 km/L 向上し、約 20~30 g-CO_2/km の二酸化炭素排出量を抑制することができる[3]。加えて、車体の軽量化は自動車の加速・停止時の走行性能向上に寄与するなど、多くの利点が存在するため、自動車メーカーでは車体軽量化技術の開発が積極的に行われている[4]。例えば、鋼と軽金属などの異種金属を接合可能な技術は、構造体の軽量化のみならず、コストの低減なども目的として、多様な材料を適材適所に取り入れるマルチマテリアル化を実現できる技術として注目されている。しかしながら、異種材料においては各被接合材の物理的・機械的・化学的性質が大きく異るため、溶融溶接ではクラック、残留応力および厚くて脆い金属間化合物などが形成し、健全な異種継手を得ることが困難である[5-7]。

以上の背景より、溶接が困難な様々な同種・異種材料組み合わせに対して、材料の融点以下の低温で接合が可能な固相接合法が盛んに検討されている。1891 年に、Bevington らは摩擦によって発生する熱を加工や接合に応用できるアイディアを提示した[8]。1954 年にソ連の Chudikov らは金属丸棒の摩擦圧接実験に成功し、1957 年にソ連電気溶接機研究所で摩擦圧接機 MST-1 が開発された[9]。摩擦圧接法は被接合材の溶融を伴わず、多様な組み合わせの材料を接合できるため、1960 年代には自動車のエキゾーストバルブ、フロントドライブシャフトの製造に適用され、電機産業においては銅/アルミニウム接点への適用が検討された[10]。日本では、1964 年に摩擦圧接研究懇談会（現、摩擦圧接協会）

が設立され、実用化への対応が始まった。それ以降、鉄鋼材料[11-23]だけでなく、チタン合金[24-32]、アルミニウ合金[33-41]およびマグネシウム合金[42-47]などの摩擦圧接に関する研究が盛んに行われている。しかしながら、摩擦圧接では回転摩擦を用いるため、被接合材の形状が丸棒形状に制限される。また、被接合材の直径が大きくなるほど、接合界面における周速の差異によって熱分散度が大きくなり、接合界面での温度や組織の不均一性が顕著になる[48]。これに対して、本研究では電気抵抗熱（ジュール熱）を熱源として用いることで、被接合材の形状の制限を排除すると共に、接合界面全域への均一な入熱を達成できる「圧力制御通電圧接法」という新規な固相接合法を提案する。

本論文の主なアイディアは、圧力制御通電圧接を用いて既存の溶接が困難な同種および異種の被接合材の組み合わせに対して接合を試みることである。被接合材にはアルミニウム合金（AA5052）、中炭素鋼（S45C）、ステンレス鋼（SUS316L）およびチタン合金（Ti-6Al-4V）を用いた。得られた継手の機械的性質を硬さ試験と引張試験を行うことで評価した。硬さ分布は接合部の硬化及び軟化挙動を理解するために実施した。また、引張試験後、応力―ひずみ曲線より継手の引張強度と破断時伸びを計算した。加えて、接合メカニズムを理解するために、継手の微細組織を種々の方法で観察し、継手の機械的性質に影響を及ぼす欠陥、未接合部、軟化相・硬化相および金属間化合物を詳細に観察した。

本論文の目的は、中炭素鋼（S45C）およびアルミニウム合金（AA5052）の同種組み合わせ、チタン合金（Ti-6Al-4V）とステンレス鋼（SUS316L）、アルミニウム合金（AA5052）と中炭素鋼（S45C）などの異種材料の組み合わせの接合を可能にするため、ジュール熱と大荷重の印加を特徴とする新規固相接合法である圧力制御通電圧接法を開発することである。接合温度の低温化および均一化を図ることで溶接欠陥、熱影響部および厚い金属間化合物層等の形成を抑制し、健全な継手を作製するとともに、多様な接合条件（接合圧力、電流、寄り代、寄り速度、試験片の形状など）における接合状況や得られた継手の詳細な評価によって、継手の微細組織や機械的性質に及ぼす接合条件の影響を深く理解し、接合メカニズムを解明することも目的とした。

1.2　本研究の構成

本論文の構成は図 1.1 で図示されている。本論文は第 1 章から第 7 章まで構成されている。

第 1 章は、序論であり、論文の全体的な緒言・目的と構成について述べる。

第 2 章では、本論文の研究背景であり、中炭素鋼の同種接合、アルミニウム合金の同種接合、チタン合金－ステンレス鋼の異種接合、およびアルミニウム合金―中炭素鋼の異種接合の現状を紹介する。

第 3 章では、圧力制御通電圧接方法（Pressure-controlled joule-heat forge welding; PJFW）の原理と接合装置の概要を紹介し、温度制御のメカニズムを述べる。

第 4 章では、圧力制御通電圧接法を用いた中炭素鋼（S45C）の同種接合に関する結果を示す。被接合材の変形抵抗の温度依存性に基づいて、$\alpha \rightarrow \gamma$ 相変態温度（A_1 点）以下の温度（約 700 ℃）に該当する接合圧力を付与することで、マルテンサイト変態の抑制を試みる。また、作製した継手に対して、熱履歴分析、微細組織観察、硬さ試験および引張試験を行い、電流や寄り代の影響を調べ、接合界面形成メカニズムを解明する。

第 5 章では、圧力制御通電圧接を用いたアルミニウム合金（AA5052）の同種接合に関する結果を示す。Al 合金は高温で転位密度が低下し、熱影響軟化領域を抑制することが難しい。加えて、熱伝導率が高いため、接合時の圧縮変形に伴う接合界面の拡大による入熱量の低下や熱の拡散が起こりやすい。そこで、本章ではテーパ形状試験片を用い、高接合圧力や高寄り速度を付与することで、低温かつ迅速な接合により 100 %の接合効率を有する継手の作製を目標とする。また、熱履歴と機械的性質評価および微細組織観察を実施することで、これらに及ぼす接合パラメータの影響を解明する。

第 6 章では、圧力制御通電圧接法を用いたチタン合金（Ti-6Al-4V）とステンレス鋼（SUS316L）の異種接合に関する結果を示す。本章では、接合圧力や寄り代が継手の機械的性質や微細組織に及ぼす影響を述べる。また、両材料の変形抵抗の温度依存性を示す

曲線の交点に該当する接合圧力を付与し、両材料の被接合界面を十分に塑性変形させ、均一かつ健全な接合界面を形成させることで、従来得られていない 100 %継手効率を有する Ti-6Al-4V—SUS316L 異種継手の作製を目指すと共に、その際の接合界面形成メカニズムを解明する。

第 7 章では、圧力制御通電圧接法を用いたアルミニウム合金（AA5052）と中炭素鋼（S45C）の異種接合に関する結果を示す。アルミニウム合金と中炭素鋼の異種組み合わせでは脆い金属間化合物が形成する。加えて、融点や強度が大きく異なるため、両材料の変形抵抗の温度依存性を示す曲線に交点が存在しない。そこで、本章では試験片の形状を検討することで、接合部の電気抵抗を制御し、両材料の昇温挙動や変形挙動を制御することで、健全な異種継手の作製を試みる。また、異なる接合圧力で得られた継手の微細組織、力学特性および破断挙動を解析することで、接合界面形成メカニズムを解明する。

第 8 章では、本研究で得られた全ての結果について、まとめて述べる。

第１章　序論

第２章　研究背景

第３章　圧力制御通電圧接法の開発

第４章　圧力制御通電圧接法によるA_1点以下での炭素鋼の接合

- 継手の微細組織に及ぼす電流の影響
- 継手の微細組織と機械的性質に及ぼす寄り代の影響

第５章　圧力制御通電圧接によるアルミニウム合金の接合

- 継手の微細組織と機械的性質に及ぼす寄り速度の影響
- 継手の微細組織と機械的性質に及ぼす接合圧力の影響

第６章　圧力制御通電圧接によるTi-6Al-4V/SUS316Lの異材接合

- 継手の微細組織と機械的性質に及ぼす接合圧力の影響
- 接合界面の形成と継手の機械的性質に及ぼす寄り代の影響
- 100%の継手効率を有するTi-6Al-4V/SUS316L継手の作製
- 圧力制御通電圧接と摩擦圧接の相違点

第７章　圧力制御通電圧接によるAA5052/S45Cの異材接合

- 変形挙動に及ぼす接合部長さ比の影響
- 機械的性質と微細組織に及ぼす接合圧力の影響

第８章　統括

図 1.1　本論文の構成図

1.3　第 1 章の参考文献

[1] 環境省、IPCC 第 5 次報告書（2015）

[2] 環境省、2019 年度の温室効果ガス排出量（速報値）について

[3] 国土交通省、環境：自動車燃費一覧（R3.3）乗用車の燃費・CO2 排出量

[4] D. Imanishi, J. Jpn. Soc. Colour Mater. 92 (1) (2019) 21-27.

[5] S. Katayama, Rev. Laser Eng. 38 (8) (2010) 594-602.

[6] K. Miyamoto, S. Nakagawa, C. Sugi, K. Tsushima, S. Iwatani, S. Hojo, T. Ogura, A. Hirose, K. Kobayashi, Q. J. Jpn. Weld. Soc. 32 (2) (2014) 83-94.

[7] Z. Sun, J.C. Ion, J. Mater. Sci. 30 (17) (1995) 4205-4214.

[8] J. Bevington: 'Spinning tubes mode of welding the ends of wire, rods, etc, and mode of making tubes'. U.S. patent No.463, 134 (1891)

[9] American Welding Society, 'Friction welding of metals' (1962)

[10] E.D. Nicholas, Weld. World. 47 (2003) 2-9.

[11] M. Maalekian, E. Kozeschnik, H.P. Brantner, H. Cerjak, Acta Mater. 56 (12) 2008 2843-2855.

[12] N.N. Rykalin, A.I. Pugin, V.A. Vasil'eva, Weld. Prod. 6 (1959) 42-52.

[13] C.J. Cheng, Weld. J. 41 (12) (1962) 542-550.

[14] A. Służalec, Int. J. Mech. Sci. 32 (6) (1990) 467-478.

[15] P. Sathiya, S. Aravindan, A.N. Haq, Int. J. Adv. Manuf. Technol. 31 (2007) 1076-1082.

[16] M. Şahin, J. Mater. Process. Technol. 168 (2) (2005) 202-210.

[17] A.N. Dobrovidov, Weld. Prod. 22 (3) (1975) 22-26.

[18] A.N. Popandopulo, G.D. Tkachevskaya, Met. Sci. Heat Treat. 19 (2) (1977) 152-154.

[19] K.G.K Murti, S. Sundaresan, Mater. Sci. Technol. 2 (8) (1986) 865-870.

[20] F.D. Duffin, A.S. Bahrani, Wear 26 (1) (1973) 53-74.

[21] A. Kyusojin, K. Nishimoto, Y. Otobe, S. Kanai, Y. Ogasawara, Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. C 45 (400) (1979) 1406-1414.

[22] T. Shinoda, S. Endo, K. Tanada, Q. J. Jpn. Weld. Soc. 14 (2) (1996) 248-254.

[23] A. Hasui, M. Ogawa, K. Okada, J. Jpn. Weld. Soc. 46 (5) (1977) 258-264.

[24] M.M. Attallah, M. Preuss, C. Boonchareon, A. Steuwer, J.E. Daniels, D.J. Hughes, C. Dungey, G.J. Baxter, Matall. Mater. Trans. A 43 (2012) 3149-3161.

[25] C.G. Nessler, D.A. Rutz, R.D. Eng, P.A. Vozzella, Weld. J. 50 (1971) 379s-385s.

[26] T. Mohandas, V.K. Varma, V.V. Kutumbarao, D. Banerjee, Scripta. Mater. 35 (2) (1996) 187-192.

[27] T. Nishikawa, M. Okada, Tetsu-to-Hagane 72 (6) (1986) 663-670.

[28] Y.H. Liu, Z.B. Zhao, C.B. Zhang, Q.J. Wang, H. Sun, N. Li, Mater. Lett. 277 (2020) 128329.

[29] T. Mohandas, D. Banerjee, V.V. Kutumbarao, Mater. Sci. Eng. A 289 (1-2) (2000) 70-82.

[30] S. Morozumi, H. Takeda, M. Kikuchi, J. Jpn. Inst. Light Met. 39 (7) (1989) 501-506.

[31] H. Ochi, K. Ogawa, S. Kaga, H. Ohike, Y. Suga, J. Jpn. Inst. Light Met. 43 (7) (1993) 365-371.

[32] M. Aritoshi, K. Okita, T. Enjo, K. Ikeuchi, F. Matsuda, T. Tomita, Q. J. Jpn. Weld. Soc. 9 (4) (1991) 481-488.

[33] S.K. Singh, K. Chattopadhyay, G. Phanikumar, P. Dutta, Acta Mater. 73 (2014) 177-185.

[34] H.K. Rafi, G.D.J. Rarm, G. Phanikumar, K.P. Rao, Mater. Des. 31 (5) (2010) 2375-2380.

[35] M. Rao, T.H. Hazlett, Weld. J. 49 (1970) 181s-188s.

[36] Y.S. Irawan, B. Imawan, R. Soenoko, H. Purnomo, J. Eng. Appl. Sci. 11 (6) (2016) 1178-1185.

[37] Y. Yamamoto, H. Ochi, T. Sawai, H. Yamaguchi, K. Ogawa, Mater. Trans. 48 (11) (2007) 2909-2913.

[38] M. Sahin, N. Balasubramanian, C. Misirli, H.E. Akata, Y. Can, K. Ozel, Int. J. Adv. Manuf. Technol. 61 (2012) 935-943.

[39] T. Yokoyama, M. Yamaguchi, J. Jpn. Inst. Light Met. 49 (11) (1999) 535-541.

[40] A. Hasui, M. Ogawa, H. Tanaka, J. Jpn. Weld. Soc. 46 (12) (1977) 858-862.

[41] K. Katoh, H. Tokisue, J. Jpn. Inst. Light Met. 48 (8) (1998) 400-404.

[42] T. Asahina、K. Kato、H. Tokisue, J. Jpn. Inst. Light Met. 41 (10) (1991) 674-680.

[43] M. Srinivasan, C. Loganathan, V. Balasubramanian, Q.B. Nguyen, M. Gupta, R. Narayanasamy, Mater. Des. 32 (3) (2011) 1672-1676.

[44] K. Ogawa, H. Yamaguchi, H. Ochi, T. Sawai, Y. Suga, Y. Oki, Weld. Int. 17 (11) (2003) 879-885.

[45] S. Fukumoto, S. Tanaka, T. Ono, H. Tsubakino, T. Tomita, M. Aritoshi, K. Okita, Mater. Trans. 47 (4) (2006) 1071-1076.

[46] S. Morozumi, T. Sakurai, T. Minegishi, K. Kato, H. Tokisue, J. Jpn. Inst. Light Met. 40 (3) (1990) 209-214.

[47] S. Fukumoto, T. Ono, S. Tanaka, H. Tsubakino, M. Aritoshi, T. Tomita, K. Okita, J. Jpn. Inst. Light Met. 51 (10) (2001) 563-567.

[48] E. Bouarroudj, S. Chikh, S. Abdi, D. Miroud, Appl. Therm. Eng. 110 (2017) 1543-1553.

第２章　研究背景

2.1　緒言

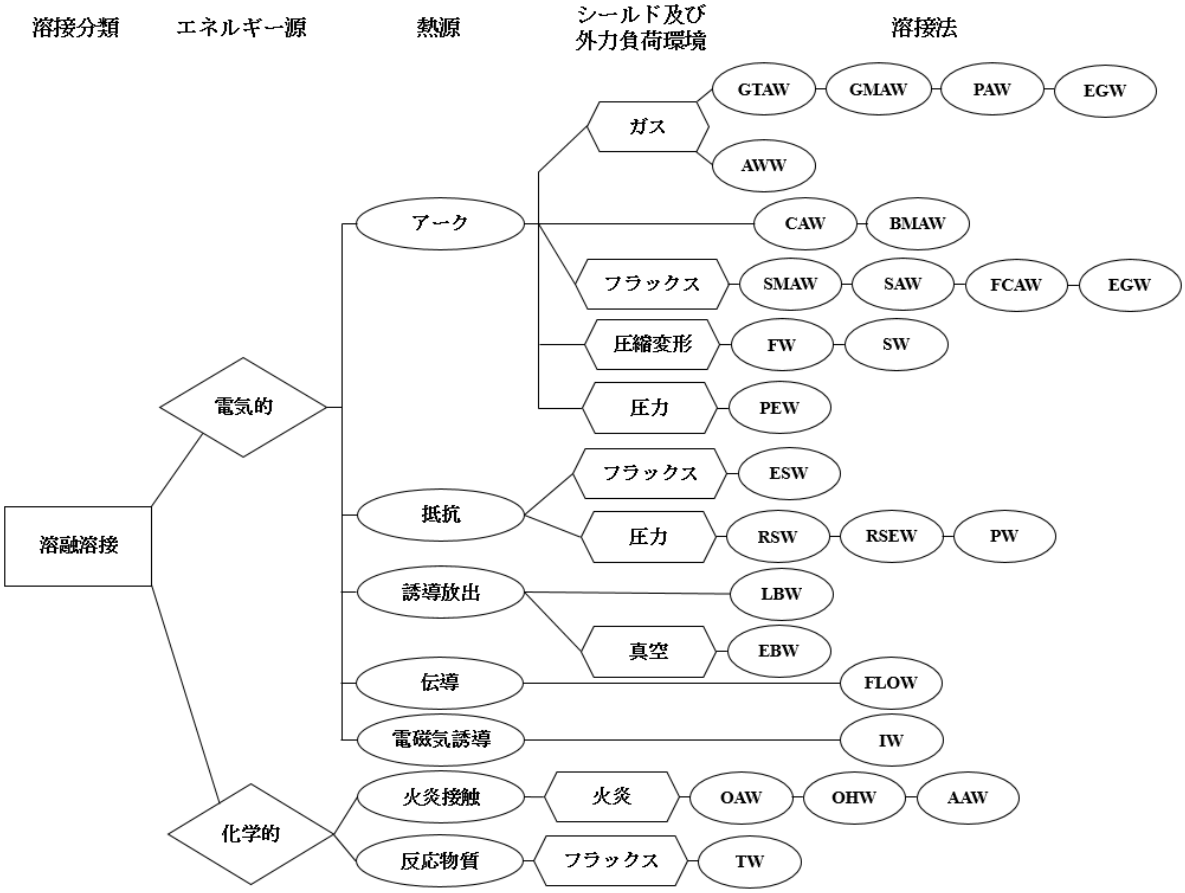
金属材料の接合方法は、「溶融溶接」、「ろう接」および「固相接合」に大別することができる。図 2.1[1]に接合方法の分類を示す。溶融溶接では被溶接材の溶接部を加熱し、被溶接材又は被溶接材と溶加材を溶融若しくは半溶融状態にすると共に溶接面間の隙間に溶融材料の流動を起こし、原子結合を再配置することで被溶接材を接合する。ろう接の場合は被溶接材の溶融と流動を伴うことなく、母材より融点が低い溶加材（ろう材）を溶かし、毛管現象を利用して溶接面間の隙間にろう材を充填することで被溶接材を接合する。固相接合においては、接合部に外部からの強い機械的圧力を印加し、低温でも被接合材同士の当接面に材料の塑性流動を起こし、新生面同士の当接により被接合材を接合するのが一般である[2]。

ろう接と溶融溶接は比較的容易に実施できることに加えて、被接合材の密着性に優れるため、幅広い適用が可能である。しかしながら、ろう接は溶加材によって得られる継手の機械的特性が制限されるため、高品質な溶接部を要する部品には望ましくない。また、溶融溶接の場合、局部的な溶融凝固に起因して、疲労強度の低下及び応力腐食割れなどを引き起こす残留応力や溶接変形が生じることや、相変態、第二相の生成や融解および結晶粒成長などの微細組織変化が起こることで、溶接部の脆化および軟化が生じることなどが問題となる[3, 4]。

低温で接合ができる固相接合法にはロールボンディング、摩擦攪拌接合、線形摩擦接合、摩擦圧接および拡散接合が存在し、溶融溶接の欠点を克服することができる接合法として盛んに検討が進められている。特に、拡散接合と摩擦圧接は、棒状試料に対して有効な固相接合法として知られており、広く実用化されている。

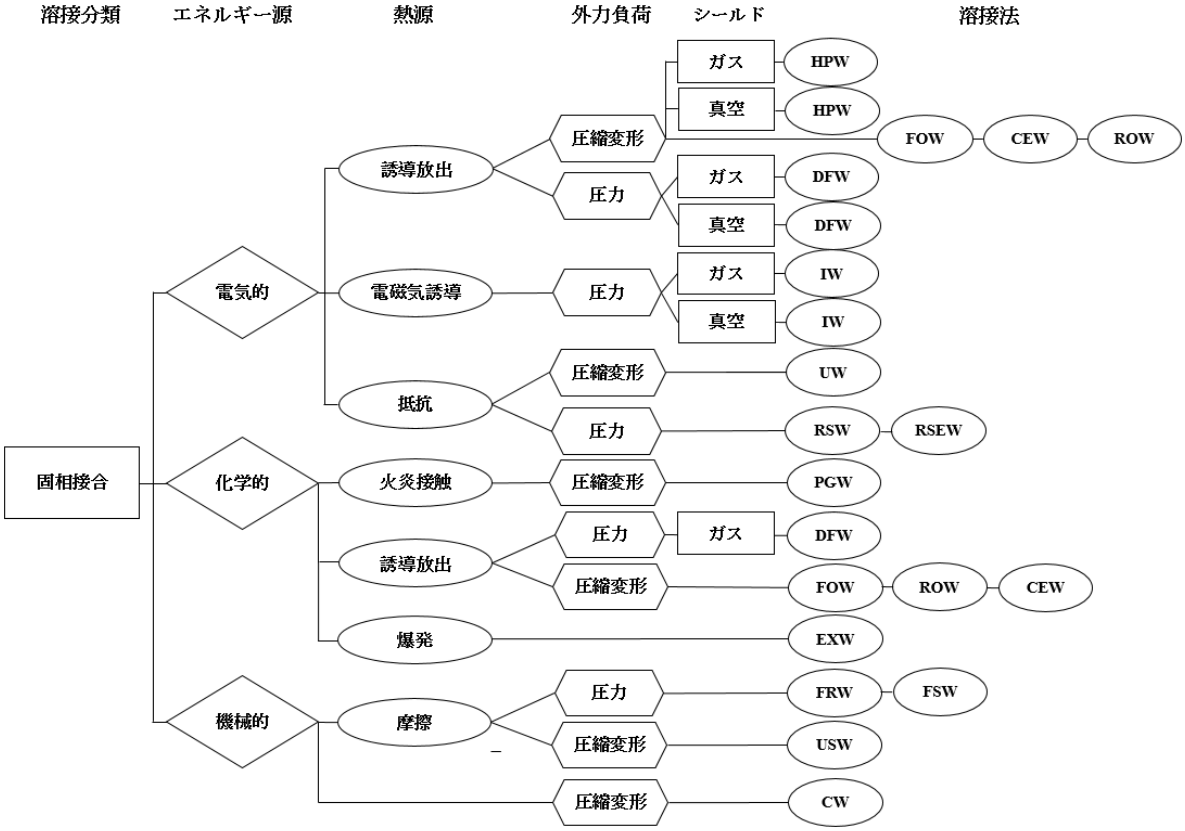
拡散接合は母材を密着させ、融点以下の温度で塑性変形が起こらない程度の圧力を付与し、接合界面で生じる原子拡散を利用する接合法である[5]。しかし、この接合法では外部

の熱源による加熱が必須であり、試料の寸法が制限されることに加え、加熱時間が長く、真空あるいは適切な雰囲気が必要となることなどが問題となる。



AAW : Air acetylene welding	OAW : Oxyacetylene welding
AHW : Atomic hydrogen welding	OHW : Oxyhydrogen welding
BMAW : Bare metal arc welding	PAW : Plasma arc welding
CAW : Carbon arc welding	PEW : Percussion welding
EBW : Electron beam welding	PGW : Pressure gas welding
EGW : Electrogas welding	PW : Projection welding
ESW : Electroslag welding	RSEW : Resistance seam welding
FLOW : Flow welding	RSW : Resistance spot welding
FCAW : Flux cored arc welding	SAW : Submerged arc welding
FW : Flash welding	SMAW : Shielded metal arc welding
GMAW : Gas metal arc welding	SW : Stud arc welding
GTAW : Gas tungsten arc welding	TW : Thermite welding
IW : Induction welding	
LBW : Laser beam welding	

(a)



CEW : Coextrusion welding	IW : Induction welding
CW : Cold welding	PGW : Pressure gas welding
DFW : Diffusion welding	RSEW : Resistance seam welding
EXW : Explosion welding	RSW : Resistance spot welding
FOW : Forge welding	ROW : Roll welding
FRW : Friction welding	USW : Ultrasonic welding
FSW : Friction stir welding	UW : Upset welding
HPW : Hot pressure welding	

(b)

図 2.1　（a）溶融溶接と（b）固相接合の溶接プロセス分類[1]

一方で、摩擦圧接は、被接合界面を材料同士の回転摩擦を用いて加熱し、圧力の印加によるアップセットで接合を達成する方法である[6]。この接合法は、材料の回転摩擦熱を利用するため拡散接合と比較すると試料寸法の制限が少なく、接合面以外の領域への入熱量

が小さいため、難溶接材料の同種接合や異種接合に対しても有効な接合方法として知られている。また、摩擦圧接は接合工程サイクルが少ない簡便な接合法であり、接合に必要なエネルギーを低減することができることに加え、材料の損失も最小化できるという利点もあるなど、最も有望な固相接合の一つである。

図 2.2[7]に基づいて、世界的に多くの需要がある材料として鉄、アルミニウム、銅およびチタンを選定し、その物理的性質の比較を表2.1[8]に示す。また、図2.3[9]に炭素鋼の機械的性質や微細組織に及ぼす炭素含量の影響を示す。一般的に、炭素含量の増加に伴い、炭素鋼の引張強度や硬さが増加し、延性は減少する傾向が知られている。本研究では、適度な強度と延性を兼ね備える中炭素鋼 S45C を接合材として選定した。

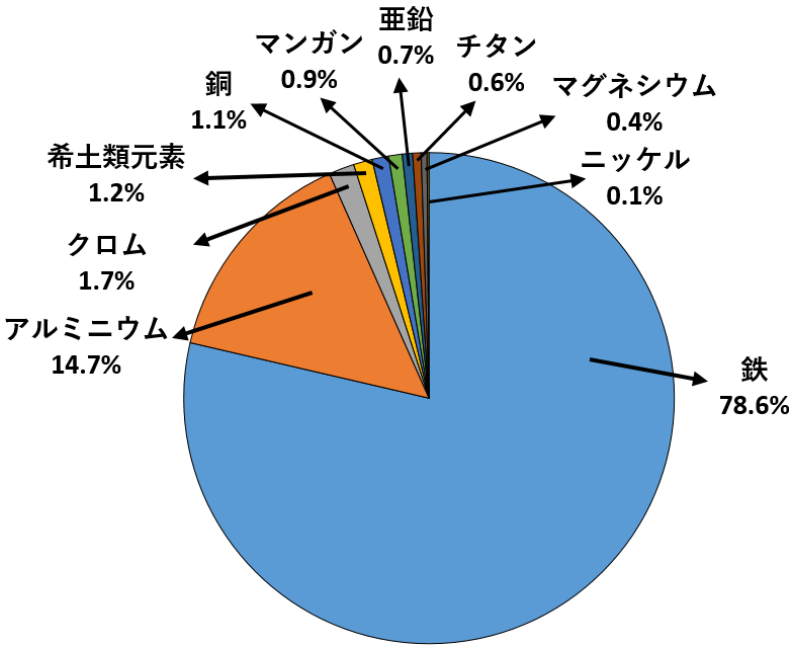


図 2.2　全世界の産業に使用されている金属の割合（単位：wt %）[7]

表 2.1　主な金属元素の物理的性質[8]

	単位	Fe	Ti	Al	Mg	Cu
原子番号	-	26	22	13	12	29
原子量 (C=12.000)	-	55.847	47.9	26.982	24.305	63.546
格子構造	-	bcc	hcp	fcc	hcp	fcc
a	nm	0.2866	0.295	0.4041	0.3203	0.3615
c	nm	-	0.4653	-	0.5199	-
融点	℃	1535	1678	660	650	1083
沸点	℃	2862	3289	2520	1090	2563
密度(d)	$g*cm^{-3}$	7.87	4.51	2.7	1.74	8.96
弾性率(E)	GPa	211	120	70	45	130
比弾性率 (E/d)	$MPa*g^{-1}*m^{3}$	27	26	26	26	14
平均比熱 (0~100 ℃)	$J*kg^{-1}*K^{-1}$	456	528	917	1038	386
熱伝導率 (20~100 ℃)	$W*m^{-1}*K^{-1}$	78	26	238	156	397
熱膨張係数 (0~100 ℃)	$10^{-6}*K^{-1}$	12.1	8.9	23.5	26	17
電気抵抗率 (20 ℃)	nΩ*m	101	540	26.7	42	16.9

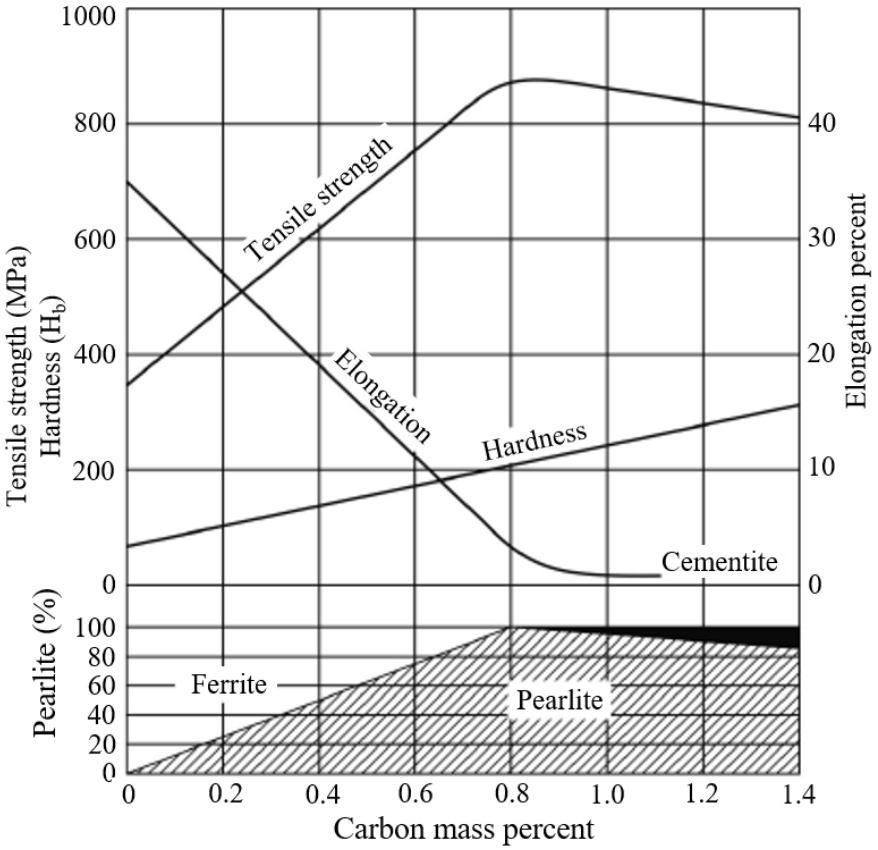


図 2.3　鋼の機械的性質と組織形成に及ぼす炭素含有量の影響[9]

アルミニウム合金は合金元素の種類に伴い 1000 系から 8000 系に大別される。各アルミニウム合金における熱処理の有無や機械的性質を図 2.4[10-14]に示す。また、各アルミニウム合金の引張強度および疲労強度を図 2.5[15, 16]に示す。アルミニウム合金は熱処理系合金や非熱処理系（加工硬化系）合金に分類することができ、熱処理系の場合は時効熱処理に伴い鋼に匹敵する引張強度を有する合金も存在する。本研究では、中炭素鋼との異種金属の接合に関して、中炭素鋼と同じ変形抵抗となる温度が存在しない金属材料を被接合材とする場合の圧力制御通電圧接の接合性を検討するために、中～高程度の強度を有する加工硬化系アルミニウム合金 AA5052-H34 を用いた。

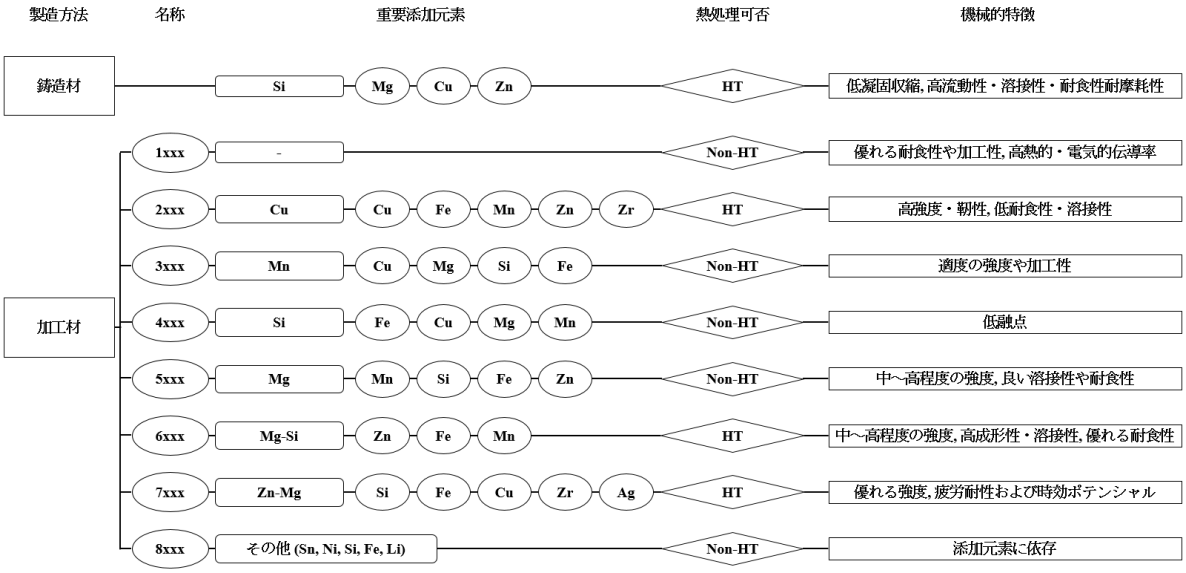


図 2.4　アルミニウム合金の特徴[10-14]

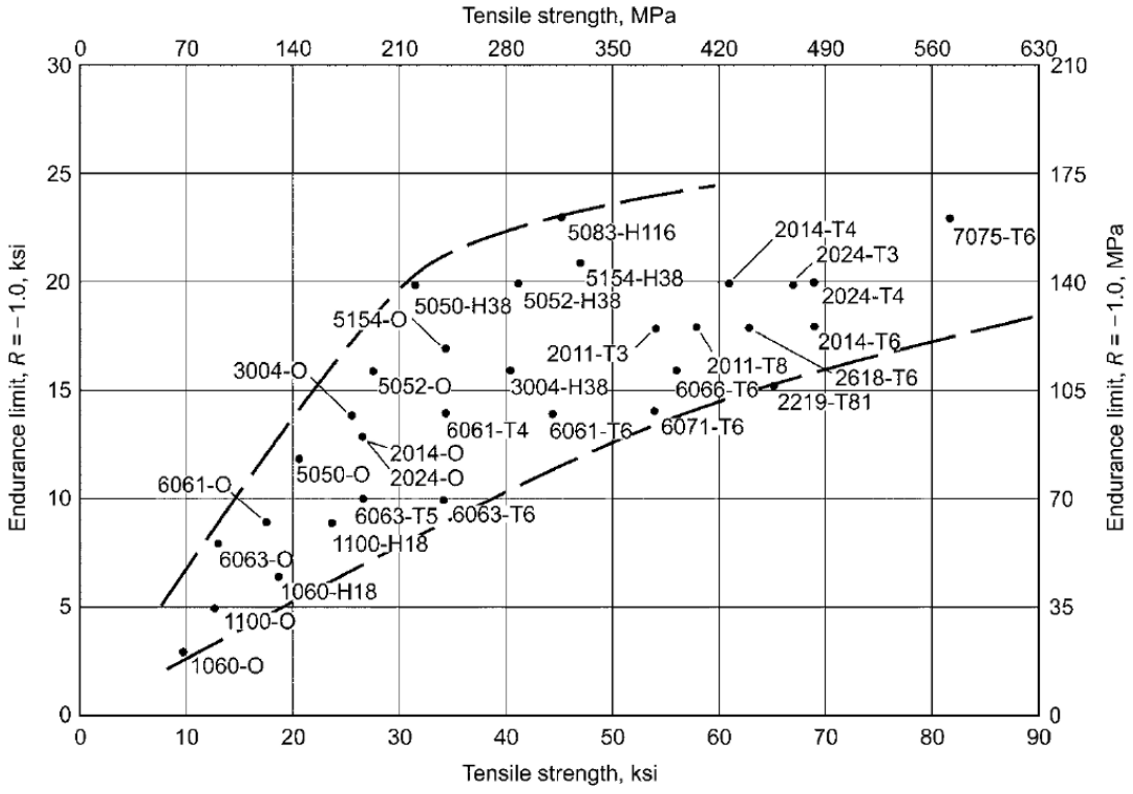


図 2.5　アルミニウム合金の引張強度と疲労強度[15, 16]

図 2.6[17]にステンレス鋼の分類図を示す。ステンレス鋼はフェライト系、マルテンサイト系およびオーステナイト系に大別できる。これらのステンレス鋼の靭性の傾向を図 2.7[18]に示す。オーステナイト系ステンレス鋼は耐食性を失うことなく、-200 ℃の極寒環境でも高い靭性を維持することができる。本研究では、優れた靭性を有するオーステナイト系ステンレス鋼の中でも炭素量を低減することで耐食性を向上させた SUS316L を選んだ。チタン合金は、図2.8[19]で示すように、α合金、α+β合金およびβ合金に分類できる。α+β 合金は熱処理により多様な微細組織を形成させることができ、アルミニウムとバナジウムを添加した α+β 合金は高温強度や耐食性に優れる[20]。そこで、本研究では代表的な Al-V 系 α+β 合金である Ti-6Al-4V とステンレス鋼との異材接合を試みた。Ti-6Al-4V とステンレス鋼とは、同一の変形抵抗となる温度が存在する被接合材の組合せとなる。

以上の内容を踏まえ、本研究で対象とする鋼－鋼およびアルミニウム－アルミニウムの同種接合、鋼－チタンおよび鋼－アルミニウムの異種接合に関する摩擦圧接法の先行研究の結果を基に、現時点における問題点およびそれに対する解決方案を以下に述べる。

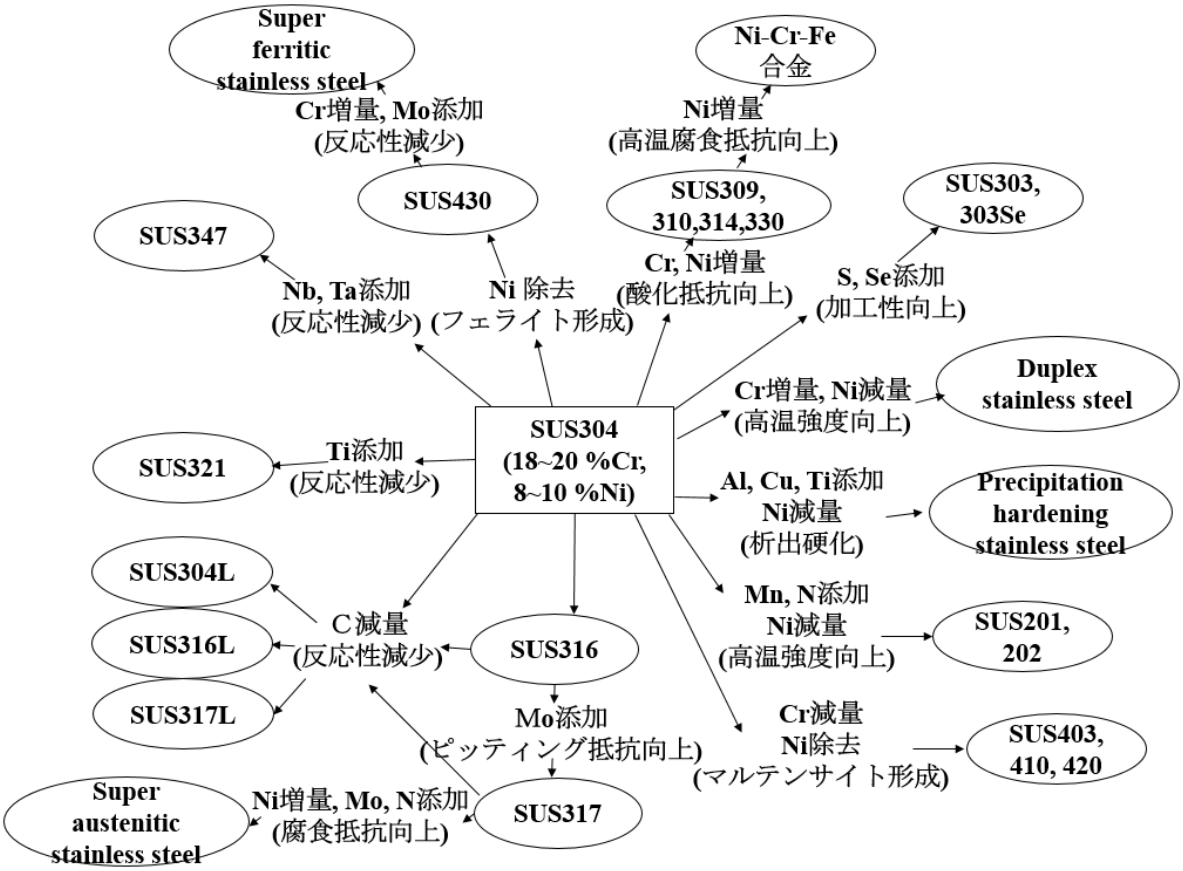


図 2.6　添加元素に基づくステンレス鋼の分類[17]

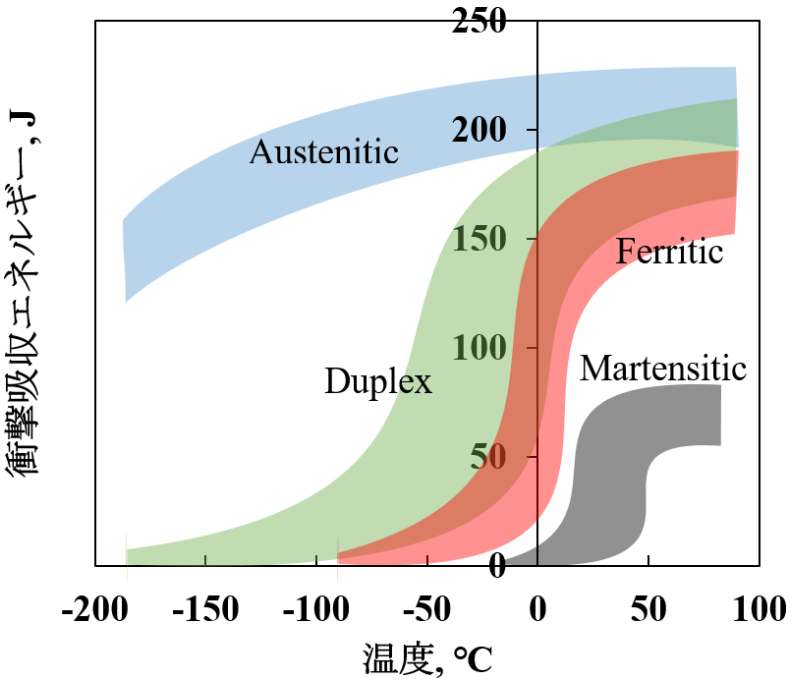


図 2.7　シャルピーV ノッチを用いたステンレス鋼の衝撃靭性[18]

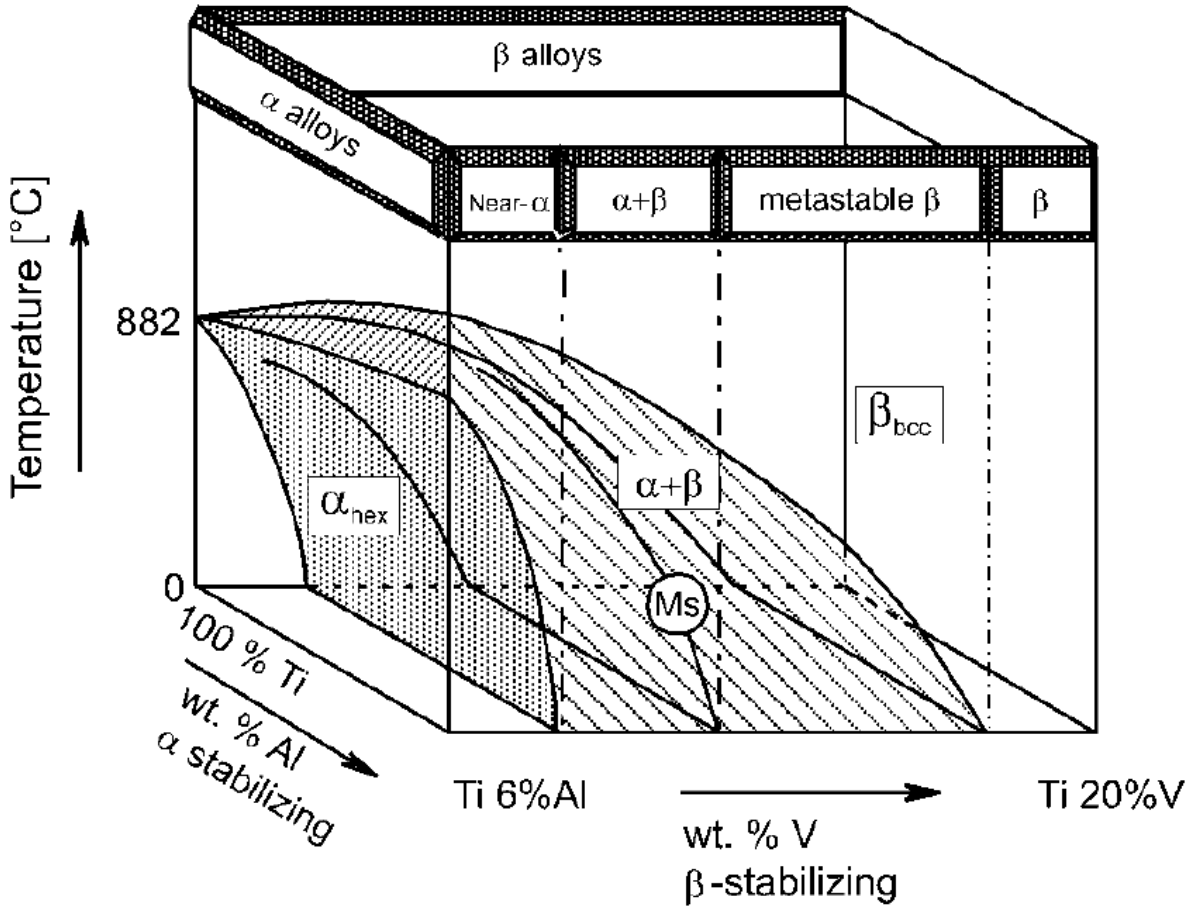


図 2.8　三次元状態図を用いたチタン合金の分類[19]

2.2　摩擦圧接の先行研究

2.2.1　鋼の同種接合

鋼は安価で優れた機械的特性を有し、合金元素、特に炭素の添加により、広範囲の微細組織や機械的性質の制御が可能なため、図 2.2 に示すように全世界の産業分野において最も大量に使用されている金属材であり（1,400 Gt/年）、様々な構造体への適用のために鋼—鋼の溶接が幅広く行われている[7]。鋼の接合技術は主にアーク溶接、抵抗溶接、電子ビーム溶接、レーザー溶接などの溶融溶接が使われてきた。しかし、鋼における従来の溶融溶接では、高温を伴うため、脆いマルテンサイトだけでなく、高い残留応力[21, 22]が発生

し、継手性能が低下する。このような背景から、低温での鋼－鋼接合が可能な固相接合が求められている。これに対し、前述した摩擦圧接は低温での固相接合が可能であり、溶融溶接と比較して多くの利点を有している。

摩擦圧接の代表的な接合パラメータとして、回転速度、摩擦せん端応力、摩擦時間、アップセット量、アップセット圧力およびアップセット時間が挙げられる。回転速度は接合温度を決定する主要な接合パラメータとして知られている。回転速度の増加に伴い、昇温速度が上昇し、接合温度も上昇すると報告されている[23, 24]。Sawai ら[25]は健全な継手を作製するためには、摩擦圧接中に十分な入熱量を確保することが重要だと報告している。

材料の粘性は温度と周速度によって制御することができ、粘性の減少に伴って接合界面の流動性が増加し、欠陥がない接合界面の形成に重要な役割を果たすことが報告されている[26]。また、回転速度の増加によって接合面の流動性を向上させ、アップセット量の増加によって接合界面でのバリ排出量を増加させることで、接合面の凹凸や酸化物層などを効果的に除去し、欠陥形成を抑制することができると報告されている[25-28]。

多くの研究者が有限要素(Finite Element)法を用いて鋼の摩擦圧接に関する解析研究を行っている[24, 29-32]。Li らは軟鋼の摩擦圧接における 2D 有限要素解析を行い、温度と変形挙動に及ぼす接合パラメータの影響を調査したところ、摩擦せん端応力の増加に伴って接合時間が短縮し、変形量が増加することを示した。また、回転速度の増加は接合時間を短縮し、変形量とアップセット速度が増加するとされている[24]。Sluzelec は変形および温度の挙動を算出することで継手の形状を予測し、界面変形における不均一性の抑制可能性を提示した[29]。また、Alvise ら[30]は、慣性、摩擦、圧力および回転速度が接合界面の入熱および変形挙動に及ぼす影響について報告した。

高速度工具鋼のような高合金鋼における摩擦圧接では、継手の引張破断部に炭素の偏析に起因した‘shiny ring’が発見し、これが初期クラックの発生源になり、継手の機械的性質を低下させることが報告されている[33-37]。このシャイニーリングタイプの欠陥は炭化物の固溶や炭素と合金元素の拡散、および冷却中での再析出により形成するものであり[36]、

接合面での不十分な塑性変形や不均一な塑性変形の原因となることが報告されている[37]。このような欠陥の形成は、加熱時間の短縮による偏析の抑制や、アップセット圧力の増加による接合面での変形促進によって完全に抑制することができる[37]。

また、鋼は組成によって異なる微細組織を形成するため、接合部は様々な微細組織や機械的性質を有することになる。炭素含有量によって微細組織内の炭化物やマルテンサイトなどの強化相の制御が可能となることから、高炭素化によって高強度化が実現できることが知られている。一方で、低炭素鋼に対する摩擦圧接の適用性を検討した先行研究では[38, 39]、比較的にマルテンサイトの形成を抑制しやすく、健全な継手を作製できることが報告されているが、炭素含有量が増加すると、接合後にマルテンサイト変態による脆化などが生じやすくなる[40-42]。鋼の炭素含有量に伴う溶接性を議論する際に用いられる指標炭素当量 C_{eq} として、式 1.1 が提案されている[38-42]。下記の式は、炭素以外の合金元素が溶接部の特性に及ぼす影響を、炭素含有量に換算して表している。

$$C_{eq}=C+\frac{1}{6}Mn+\frac{1}{24}Si+\frac{1}{40}Ni+\frac{1}{5}Cr+\frac{1}{4}Mo+\frac{1}{14}V \text{（wt \%）} \quad \cdots\cdots (2.1)$$

これまでの報告において、摩擦圧接によって作製された中炭素鋼および高炭素鋼の継手に関しては、マルテンサイト変態の完全な抑制は極めて困難であることが示されている[38-42]。摩擦圧接は材料同士の回転による摩擦熱を用いることにより、接合面の位置によって周速度が異なるため、その結果、図 2.9 に示すように[23]、中心部から外周部に向かって昇温速度が増加し、接合界面に沿った温度分布や塑性変形挙動が不均一となる[43, 44]。

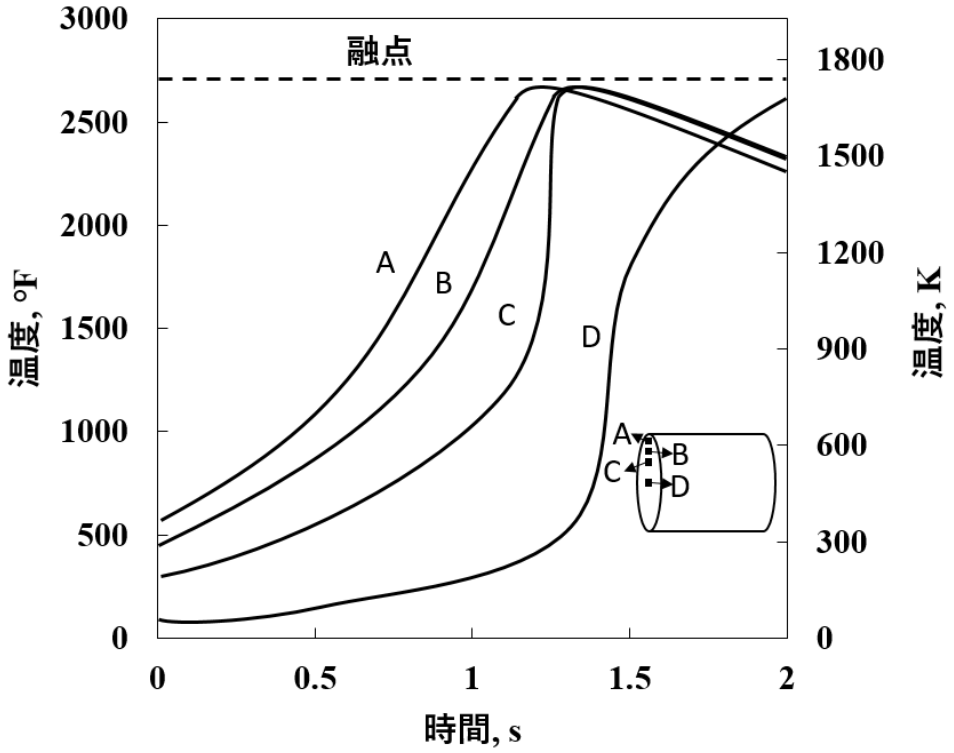


図 2.9　接合界面における不均一な昇温挙動 [23]

2.2.2 アルミニウムの同種接合

アルミニウムは比重が 2.7 g/cm^3 の代表的な軽量金属材料であり、機械的性質、加工性、耐食性および熱・電気伝導性に優れるため、自動車、宇宙航空、船舶、電気電子および IT 部品などの広範囲な産業分野に採用されている[45, 46]。

しかし、アルミニウムは溶融状態で水素を取り込みやすく、凝固時に形成する気孔の抑制が困難である。また、表面に強固な酸化皮膜を形成し、酸化皮膜の融点（2000 ℃）はアルミニウム（650 ℃）よりも遥かに高いため、溶融溶接では酸化皮膜を除去することが難しく、溶融池を適切に制御することが困難である[47-50]。Fernie ら[51]はアルミニウムのアーク溶接において、フラックスを利用することで酸化皮膜を効果的に除去したが、これによって近傍の環境からの水分の吸収が促進されるため、接合部の強度が低下することが問題となる。

レーザー溶接を用いた場合、細く深い接合部が形成し、接合効率が向上する。しかし、熱影響による接合部の機械的性質の低下を抑制することはできない。また、アルミニウムは高い自由電子密度を有することにより、光反射率が高いため、適切な入熱条件で継手を作製することが難しい[52-54]。

これらの背景から、アルミニウムの同種組み合わせに関して、低温かつ短時間で接合可能な摩擦圧接法が検討されてきた。Sawai ら[55, 56]と Yamamoto ら[57]はアルミニウム合金の摩擦圧接において、入熱段階を摩擦段階とアップセット段階に区分して継手強度との関係を調べた結果、アップセット段階での入熱や変形量が支配的であることを報告した。また、アルミニウムの摩擦圧接では、被接合面に高融点の強固な酸化皮膜が存在するため、表面粗さの減少により継手強度が大きく増加することが知られている [58, 59]。

これらの酸化皮膜は、摩擦段階で酸化物粒子に粉砕されて系外に十分排出されない場合、回転流動によってらせん形状のスパイラル欠陥を形成することもあるが、このような欠陥の形成は摩擦せん端応力を増加することで抑制できる[60, 61]。加えて、Nishida ら[62]は図 2.10 で示すように、AA5052 の摩擦圧接温度が 427 ℃以上、亜鉛の融点が 420 ℃であり、381 ℃でアルミニウムと亜鉛の共晶反応が起こることを利用して[63]、AA5083—AA5056 の摩擦スタッド圧接の被接合面に亜鉛を配置して酸化皮膜を効果的に除去した。しかし、接合界面に亜鉛が残存すると継手強度が低下するため、回転トルクや接合時間を増加して残存亜鉛をさらに排出させることで、継手の強度を向上させている。

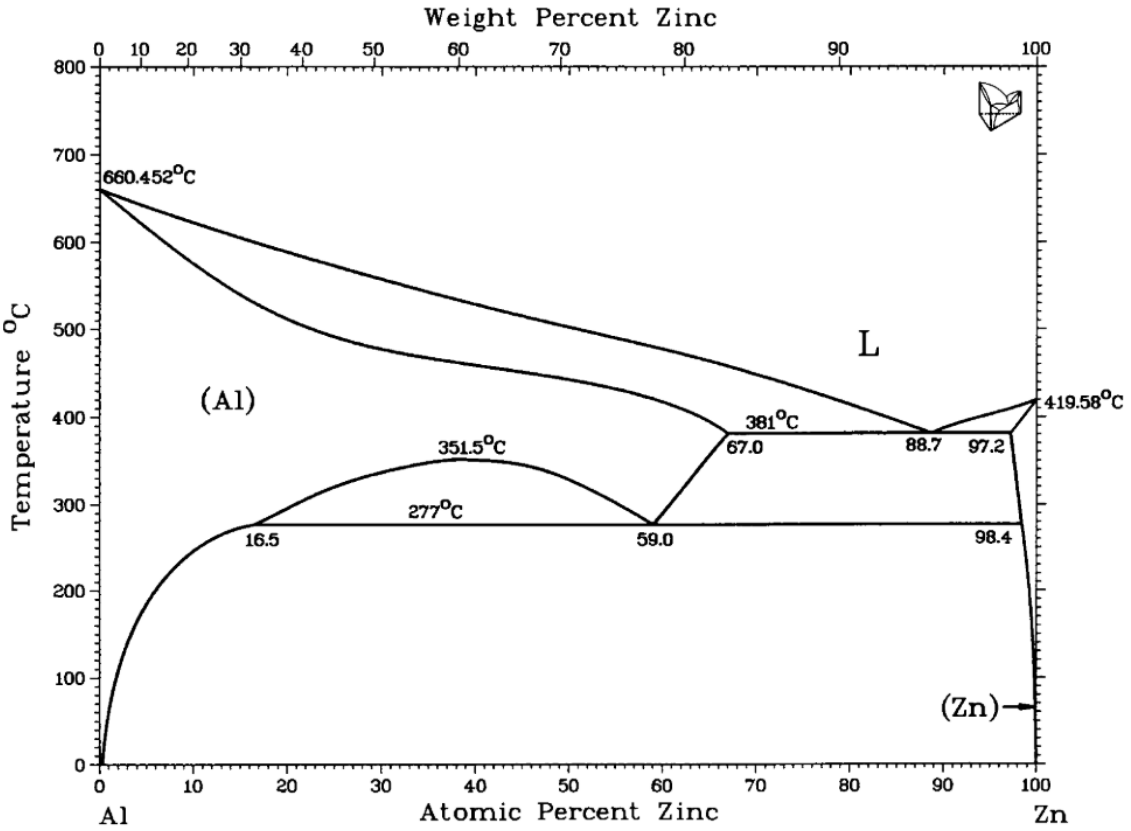


図 2.10　アルミニウムと亜鉛の相変態図[63]

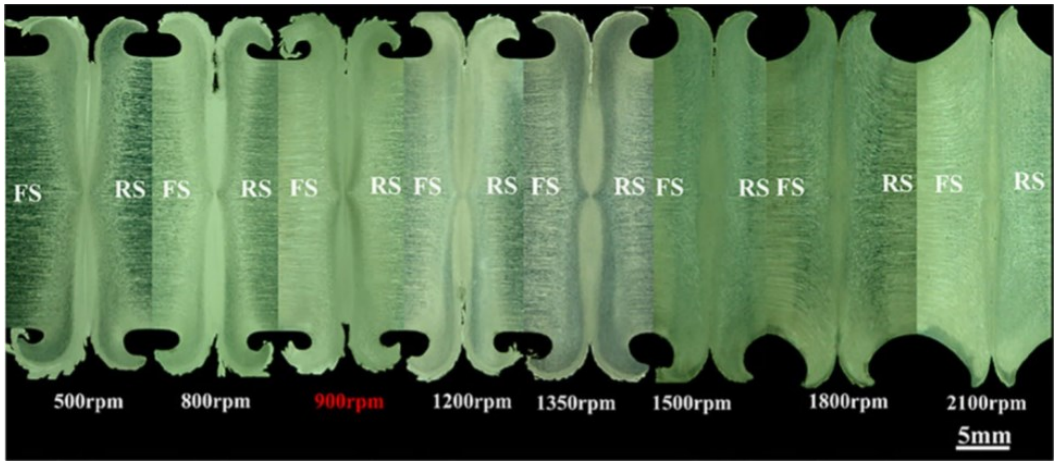
接合部形状に及ぼす回転速度の影響を観察した結果を図 2.11 に示す[64]。回転速度の増加に伴い、接合部はハサミ形状（Scissor shape）→二重楕円形状（Double-ellipse shape）→ディスク形状（Disk shape）に変化することが観察された。これは、接合界面における入熱の不均一性が、回転速度の上昇に伴い改善されることを示唆している。

熱処理や加工硬化処理なしのアルミニウム合金を適切な入熱条件で固相接合すると、軟化領域の形成を抑制することができる[65-68]。純アルミニウムの摩擦圧接継手の場合、接合部で動的再結晶が発生し、結晶粒が微細化されることによって、接合部の硬さが母材よりも高くなる[69]。Nakamura ら[70]は、軟化領域が殆ど形成しない AA5083-O の摩擦圧接において、高周波誘導加熱を用いて接合の初期段階から塑性流動を促進することで、欠陥

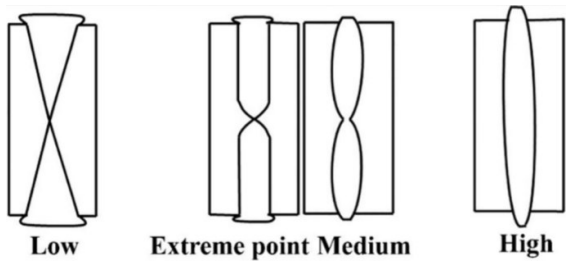
や未接合部の形成が抑制されるだけでなく、ひずみの導入による硬化領域が拡大されることを報告した。

一方で、熱処理や加工硬化されたアルミニウム合金においては、強化析出相の固溶や転位密度の低下により、熱影響軟化領域の抑制が困難である[71-74]。Aoki ら[75]は、AA6063-T5 の摩擦圧接において、摩擦せん端応力を増加することにより、均一かつ微細な界面組織を有する継手（接合効率 70 %）を作製した。Kimura ら[76]は AA7075-T6 において短い摩擦時間と高い摩擦せん端応力で摩擦圧接を行うことで、82 %の接合効率を有する継手を作製し、これに対して接合後に自然時効熱処理を施すことで接合効率を 90 %とし、接合後に人工時効熱処理を施すことで接合効率を 95 %まで向上させた。Rafi ら[77]は AA7075-T6 の摩擦圧接における摩擦せん端応力、回転速度および寄り代を増加させることで、89 %の接合効率を有する継手の作製に成功した。Kimura ら[78]と Asano ら[79]は AA5052-H34 の摩擦圧接において、摩擦せん端応力とアップセット圧力を増加することにより熱影響部軟化を抑制し、90 %以上の接合効率を有する継手を得ることに成功している。

以上のように、アルミニウムの摩擦圧接は盛んに検討されているものの、酸化皮膜を完全に除去することが難しいことに加え、熱影響による軟化領域の形成を完全に抑制するまでには至っていない。



(a)



（b）

図 2.11　接合界面マクロ組織の形状変化に及ぼす回転速度の影響（a）異なる回転速度で接合した継手断面のマクロイメージ、（b）それぞれの回転速度で得られた接合界面の熱・変形影響部の形成模式図（FS: fixed side, RS: rotated side）[64]

2.2.3　鋼－チタンの異種接合

チタンは優れた比強度や耐食性を有するため、軽量化や低コスト化の観点から、鋼との異種接合が求められている。しかしながら、チタンと鋼を溶融溶接する場合、クラック形成を引き起こす厚くて脆い金属間化合物（FeTi や Fe_2Ti）の形成だけでなく、線膨張係数（25 ℃、Ti：$8.9*10^{-6}$ ℃$^{-1}$、Fe：$12.2*10^{-6}$ ℃$^{-1}$）や熱伝導性（Ti ：17 W/mK、Fe：94 W/mK）のような物理的性質が大きく異なり、溶融・凝固を経ることで接合部に大きいひずみが発生し、形状、外観および材料強度学的に良好な継手を作製することが難しい[80-82]。そこで、これらの欠点を抑制するために、低温で接合できる摩擦圧接を用いた研究が行われてきた。

チタンと鋼は互いの固溶度が小さく、接合界面に劈開破断の発生源となる脆い金属間化合物が形成する [83, 84]。Meshram らは純チタンと純鉄に対して摩擦圧接を行い、接合界面で形成した拡散層が厚くなる条件では引張強度が低下し、接合界面で劈開破断することを報告している[85]。

Christman ら[86]が金属母相内（アルミニウム）に化合物が形成する場合の引張変形特性について調査したところ、化合物の先端部で大きな 3 軸引張応力が発生し、化合物に接する母相で圧縮応力が発生することを観察した。ここで、発生した応力が大きくなると、引張試験中に空孔及びクラックの形成が促進される[86]。これらのメカニズムによって、金

属間化合物が一定以上の大きさに成長すると、拡散層内の応力が増加し、継手の機械的性質が低下する[87]。

一方で、多くの研究において、チタンと鋼の異種接合では接合界面に形成する金属間化合物の役割として、両材料間の原子拡散に伴う化学的結合によって継手強度を向上させることが報告されている[88, 89]。即ち、チタンと鋼の異種接合においては、金属間化合物の形成を完全に防止するのではなく、ある程度は存在するように制御する必要がある[90]。

Sluetz ら[91]、Weiss および Hazlett[92]は、接合時間が不十分であり、接合温度が低すぎる場合は、昇温過程で形成した金属間化合物がアップセット過程中に排出されて接合界面において金属間化合物が存在せず、これが低入熱条件での継手強度低下の原因になると報告した。また、Fuji らは[87]、金属間化合物層が十分に薄い場合、微細な化合物は析出強化と同様のメカニズムで強度向上に寄与し、金属間化合物層の増加に伴って継手の引張強度が増加すると報告している。

チタンと鋼を摩擦圧接する場合、入熱量が過多の条件では鋼側の接合界面付近の合金元素（C 及び Cr 等）がチタン側に拡散して炭化物を形成することで、引張試験後に鋼側の合金元素濃度が低下した領域で破断する傾向が報告されている[93, 94]。これに対し、純チタンと鋼の摩擦圧接において、接合時間を短く、アップセット圧力を高くし、入熱量を低減することで、合金元素の拡散が抑制され、純チタン側で母材破断する継手が得られた。しかしながら、接合界面に形成する微小な炭化物や高転位密度のため、0º[95]~10º[84]程度の曲げによって破断してしまう。当該曲げ性の低下を回復するために、接合後熱処理を行った結果、熱処理温度が 700 ℃を超えると金属間化合物が成長するため、引張強度や曲げ性が大幅に低下するが、500~600 ℃では転位などの欠陥や残留応力の回復だけでなく、炭化物を形成する合金元素の均質化が促進されることが明らかとなっている。500～600 ℃で熱処理した場合には、引張強度が向上し、曲げ性を 40º 程度まで大幅に回復する[84]。

純チタンと鋼を摩擦圧接する場合、接合界面において主にチタン側のみが変形することが報告されており、鋼の接合面の表面粗さが低いほど接合強度が増加するが、チタン側での表面粗さは接合強度に殆ど影響しないことが報告されている[96]。異なる変形挙動を有

する異種材料の摩擦圧接においては、変形が困難である側の接合面の表面粗さを小さくすることで接合面での酸化物や表面不純物が少なくなることが原因である[84, 97]。

Ti-6Al-4V は代表的な高強度合金として、ステンレス鋼とともに航空宇宙産業や原子力産業などに欠くことができない材料であり、これらの材料の併用が強く求められてきた。Li ら[98]は Ti-6Al-4V とステンレス鋼の摩擦圧接継手の接合界面における各位置の引張強度が不均一であることを報告している。この結果は、チタンとステンレス鋼の摩擦圧接において、外周部の周速度が大きく、中心部の周速度が小さいため、外周部では中心部よりも温度が高くなり、金属間化合物層が厚くなることに起因する[93, 98]。

また、当該摩擦圧接継手の縦断面写真をみると、図 2.12 で示すように[98]、チタン側の接合界面がステンレス鋼側に凸状になることが観察された。これは、図 2.13 に示すように[99]、昇温過程中にチタン側の変形抵抗はステンレス鋼よりも急速に低下するが、接合界面の外周部はより高い周速度によって約 630 ℃（図 2.13 での交点）より高い温度になるため、チタン側がステンレス鋼側より軟らかくなる。一方で、界面中心部では低い周速度によって約630 ℃より低い温度になるため、ステンレス鋼側がチタン側より軟らかくなる[98, 100]。

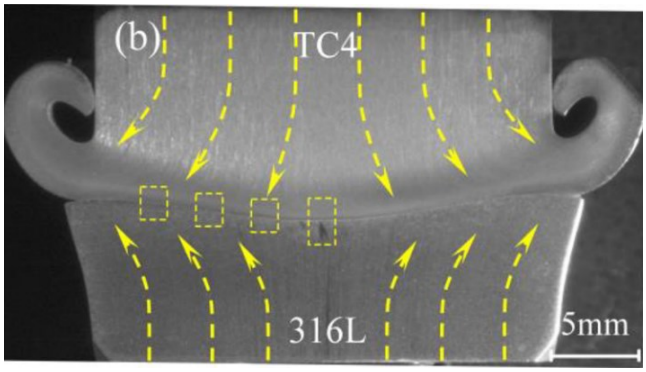


図 2.12　チタン合金とステンレス鋼の摩擦圧接継手の縦断面写真[98]

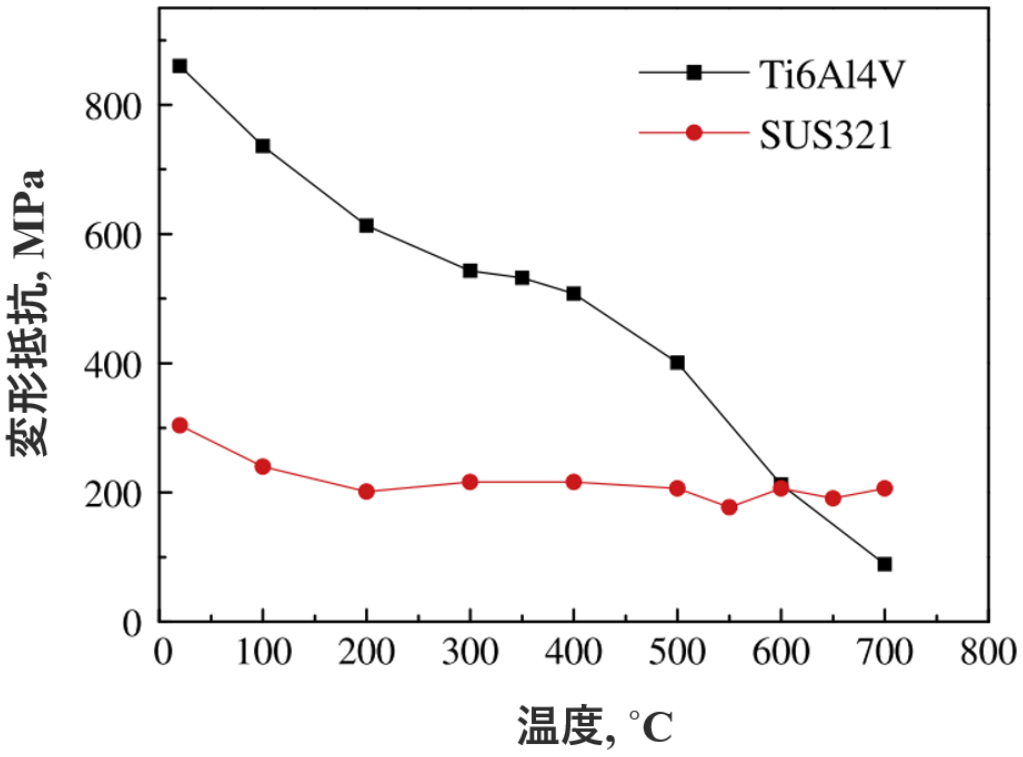


図 2.13　Ti-6Al-4V と SUS321 の変形抵抗の温度依存性[99]

これまでの Ti-6Al-4V とステンレス鋼の摩擦圧接の先行研究では、最大で約 70 %の低い接合効率が報告されており[98, 100-104]、航空宇宙および原子力産業での構造材料として十分な強度と高い信頼性を保証するためには、さらに高い接合効率が求められる。

2.2.4　鋼－アルミニウムの異種接合

自動車、航空機、船舶などに代表される運輸産業では、燃費向上による炭素排出量の低減を実現するため、軽量材料の需要が急速に増加しており、既存の高密度材料が使われてきた構造へのアルミニウム等の軽量材料の適用が進められている。現状では、鋼とアルミニウムは機械的締結または接着剤を利用して結合することが多いが、これらの方法では高い強度や延性が期待できない。そのため、鋼とアルミニウムを併用するためには接合方法を考慮しなければならない。しかしながら、鋼とアルミニウムの組合せにおいては、高温

で脆い金属間化合物を形成する。また、両材料は線膨張係数（25 ℃、Al：23.6*10^{-6} ℃$^{-1}$、Fe：12.2*10^{-6} ℃$^{-1}$）と熱伝導性（Al ：237 W/mK、Fe：94 W/mK）だけでなく、融点（Al：660 ℃、Fe：1535 ℃）や強度（引張強度 Al：90 MPa、Fe：500 MPa）も大きく異なるため、継手の接合界面に空孔、未接合部、クラックおよび残留応力が形成し、継手の機械的性質が大きく低下する。これらの現象を防止するために、低温かつ短時間で接合可能な摩擦圧接法が期待されている。

アルミニウムと鋼の摩擦圧接では、継手界面に形成する金属間化合物が機械的性質に強く影響を及ぼすことが知られており[105-110]、特に Hatano らはアルミニウムと鋼の摩擦圧接継手の引張強度や破断位置は金属間化合物層の厚さに依存することを報告した[111]。

Yamamoto ら[109]はアルミニウム合金と鋼の摩擦圧接中の金属間化合物の形成メカニズムを拡散の観点から検討し、金属間化合物層の厚さは接合時間と比例するが、拡散律速ではないとしている。これは、金属間化合物の形成機構が単に拡散のみに因るものではないことを示唆し、金属間化合物の形態と組成だけでなく、機械的に Fe が Al 中に取り込まれ、攪拌される効果も無視できないことが理由である。また、これらの摩擦圧接における攪拌効果は接合面の酸化皮膜の除去を容易にし、接合界面での化学的結合を促進することで接合が短時間で達成されるため、アルミニウムと鋼の接合に対して有利である[112]。

摩擦圧接において、Fe_xAl_y 系の金属間化合物の形成に関する研究が幅広く行われており、Fe_3Al、FeAl、Fe_2Al_3、$FeAl_2$、Fe_2Al_5、$FeAl_3$、Fe_4Al_{13}、Fe_2Al_7 などの様々な組成を有する金属間化合物が観察されている[109, 113, 114, 115-117]。6000 系アルミニウム合金とステンレス鋼[117]の場合には Fe_2Al_5、純アルミニウムと純鉄[118]の場合には $FeAl_3$、純アルミニウムと低炭素鋼[119]の場合には Fe_4Al_{13} と $FeAl_2$ が支配的に形成し、炭素鋼の炭素含有量の増加に伴い金属間化合物層の成長速度が低下することや[120]、異材の組み合わせによって金属間化合物形成傾向も異なることが知られている。

アルミニウムと鋼の摩擦圧接において、金属間化合物の形成は接合時の入熱量に依存し[119]、入熱量の増加に伴って金属間化合物層の厚さが増加する[121, 122]。様々な研究によって、種々の接合パラメータが継手の界面組織や機械的性質に及ぼす影響が調べられて

いるが、入熱量への影響が大きいパラメータは接合時間である。また、アップセット圧力の増加は接合界面での両材料の密着を促進し[123-125]、変形量が増加することで再結晶率が高まるため、接合界面で微細な結晶粒が形成し、継手の靭性や硬さが向上する[126-128]。加えて、Kimuraらはアルミニウム合金と低炭素鋼の摩擦圧接を試み、軟らかい材料であるアルミニウム側の引張強度の 80 %以上となる高いアップセット圧力を付与することで、継手強度を向上させた[108]。また、接合時間の増加は加熱時間の延長を意味しており、金属間化合物層の成長を引き起こすことで継手強度を低下させるため、なるべく短い接合時間が望ましい[110, 129, 130]。アルミニウムと鋼の摩擦圧接により高強度の継手を作製するために、高い圧力と短い時間で接合することが重要であり[131]、それらの接合パラメータと金属間化合物形成の関係を利用して、金属間化合物層の厚さを 1 μm 以下までに抑制できることが示されている[114, 121, 132-134]。

前述したように、従来のアルミニウムと鋼の異種接合において、金属間化合物層の成長は継手の機械的性質を低下させることが知られているが、Enjo ら[135]と Elliott、Wallach[136]は、健全な継手を得るためにはある程度以上の厚さを有する金属間化合物層が形成する必要があると報告している。金属間化合物層の厚さが 0.2~1 μm の場合、厚さの増加に伴い継手の引張強度が増加するが、金属間化合物層の厚さが 0.2 μm 以下若しくは 1 μm 以上になると、継手の引張強度が急激に低下する[121, 132-134]。入熱量が足りない接合条件では、母材の原子が接合面で拡散することができず、酸化物が残存する領域や金属間化合物層が形成しないところが点在し、これらの場所が未接合部となるため、継手の機械的性質の低下の原因になる[124]。金属間化合物層の厚さの増加に伴い引張強度が減少する範囲（1 μm＜厚さ）では、金属間化合物層の厚さ変化が強度の支配因子であり、金属間化合物層の厚さの増加に伴い引張強度が増加する範囲（厚さ＜1 μm）では、酸化物や未拡散部の残存が強度を支配する[109]。アルミニウムと鋼の摩擦圧接では、接合面での酸化皮膜の除去も非常に重要である。

アルミニウムと鋼を摩擦圧接する際、より軟らかい材料であるアルミニウムの接合界面近傍が変形し、接合面の酸化皮膜が粉砕または排出されることで、金属新生面が形成し、

当該新生面での原子拡散が容易になる[132]。しかし、鋼はアルミニウムよりも密度、強度及び硬さが大幅に高いため、接合時にほとんど変形しない[108, 114, 122, 124, 128, 137-140]。また、アルミニウムは熱伝導率が高く、比較的低融点の材料であり、熱と変形に非常に敏感であるため、接合界面の周速度差に起因して金属間化合物層の厚さが数ミクロン[141, 142]から数百ミクロン[124]まで幅広い範囲に分布することが報告されており、主な熱的・機械的な影響の多くはアルミニウム側のみで観測される[109, 124, 143, 144]。鋼側の接合部の微細組織はほとんど変わらないが、アルミニウム側の接合部の微細組織は熱影響部（HAZ：Heat Affected Zone）、熱変形影響部（TMAZ：Thermo-Mechanically Affected Zone）、動的再結晶部（DRX：Dynamic Recrystallization zone）に大別され、熱伝導率が高いことから、結晶粒の粗大化によって機械的性質が低下する領域が幅広く形成する[124]。アルミニウムと鋼を低入熱条件で摩擦圧接した継手界面において、酸化物が残存する領域や金属間化合物が形成しない領域が点在するのは、鋼側が変形しないためである[140, 145, 146]。

加えて、軟らかい材料と硬い材料の異種接合継手においては、軟らかい材料が硬い材料に塑性的に拘束されて 3 軸圧縮応力状態になる。これが継手の引張試験時の変形または破断メカニズムに直接的な影響を及ぼし[147, 148]、高い継手強度に寄与することが知られている[149]。しかしながら、塑性拘束は両材料の変形抵抗の不一致に起因するものであり、これらの変形抵抗の不一致は継手の機械的性質に悪影響を及ぼす残留応力を形成する[111, 150, 151]。

純アルミニウムと低炭素鋼[122, 142, 152-154]、アルミニウム合金と低炭素鋼[128, 155-158]及びアルミニウム合金と中炭素鋼[145, 159, 160]など、様々な異材組み合わせにおける摩擦圧接が試みられ、これらの組み合わせにおける変形抵抗の不一致は図 2.14 に示すように鋼の炭素量が増加するほど大きくなり、接合が難しくなる。

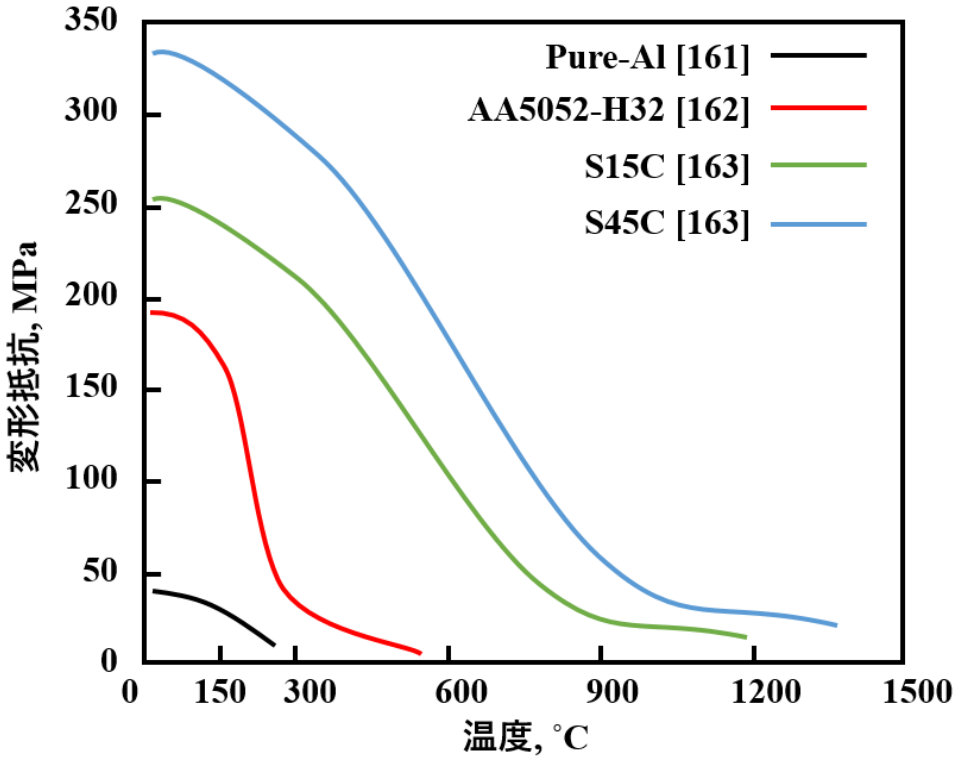


図 2.14　アルミニウム、アルミニウム合金、低炭素鋼及び中炭素鋼の変形抵抗の温度依存性[161-163]

これまで、アルミニウムと鋼の摩擦圧接でアルミニウム側のみが変形する問題に対して、多数の研究が行われてきた。Sada と Bahrani は[164]、アルミニウム側を変形させてアルミニウム材料を鋼側の接合面上に覆い被せ（密着させ）、拡散が十分に進行するまで接合時間を維持することで、継手の引張強度が向上するとしている。また、Taban ら[114]は鋼側の接合面を加工した後に形成した微細なスクロールマークが摩擦圧接後でもそのまま残存しており、その中にアルミニウム材料が圧入され、アンカー効果を引き起こすことを報告した。これらの場合においては、アルミニウムの塑性流動が界面の密着やアンカー効果に重要な影響を及ぼす要因である[165]。

Fuji ら[87]と Ashfaq ら[166]は、変形しにくい鋼側の接合面の表面粗さの減少に伴って継手の引張強度が増加することを報告しており、多くの研究 [108, 109, 104, 124, 134, 155, 165-

167] では鋼側の接合面に対して、表面粗さを数ミクロンとなるまで表面処理を行い、酸化皮膜を除去することによって、80 %以上の継手効率が得られている。

アルミニウムと鋼の接合において、脆い金属間化合物層の形成を抑制するために種々のインサート材が検討されており、主にニッケル、銅および銀がインサート材として使われている[117, 143, 168, 169]。Reddy ら[141]はニッケル、銅および銀をインサート材として用いて、同様な摩擦圧接条件で接合を行い、引張試験及び曲げ試験を行って継手効率や曲げ角を測定した結果、インサート材なし（6 %、0º）＜ニッケル（35 %、14º）＜銅（48 %、30º）＜銀（87 %、100º）の順番で継手効率および曲げ特性が向上することを報告した。ニッケルインサート材を用いた場合[170]は、脆い Al_3Ni が形成するため、高い継手強度が得られない。また、銅インサート材の場合には[171]、Al_xNi_y 系金属間化合物より延性に優れた $CuAl_2$ と CuAl の形成が観察される。また、銀インサート材の場合[171]、銀は低い摩擦係数を有することで摩擦熱を低下させることができ、鉄との固溶度が高いため、鉄原子のアルミニウム側への拡散を抑制し、主に Ag_2Al が形成することで最も高い継手効率が得られる。

継手の機械的性質を向上させるために予熱[129]、接合後熱処理[141, 172]および合金元素添加[173]などの追加工程が検討されているが、これらの方法では追加的なコストが発生する工程を導入する必要があることに加え、被接合材の変形抵抗の不一致に起因する種々の問題を解決することができない。

結論として、アルミニウムと鋼の摩擦圧接において、金属間化合物の形成を望ましい厚さの範囲内（0.2～1 μm）に抑制するだけではなく、両材料の変形抵抗が不一致であることによる塑性拘束や残留応力などの現象も考慮しなければならない。

2.3　第２章の参考文献

[1] AWS Committee on Definitions and Symbols.; American Welding Society.; American Welding Society. Technical Activities Committee.; American National Standards Institute, Standard Welding Terms and Definitions Including Terms for Adhesive Bonding, Brazing, Soldering, Thermal Cutting, and Thermal Spraying 12th Ed. (2001) American Welding Society.

[2] 溶接学会溶接・接合技術編集委員会, 溶接・接合技術 (1993) 精興社.

[3] K.J. Kirkhope, R. Bell, L. Caron, R.I. Basu, K.T. Ma, Mar. Struct. 12 (6) (1999) 447-474.

[4] I. Matsushima, J. Jpn. Weld. Soc. 61 (4) (1992) 269-277.

[5] A. Hill, E.R. Wallach, Acta Metall. 37 (9) (1989) 2425-2437.

[6] B. Crossland, Contemp. Phy. 12 (6) (1971) 559-574.

[7] USGS, Mineral Commodity Summaries (2016).

[8] R.D. Lide, Handbook of Chemistry & Physics 72nd Ed. (1991-1992) FL, USA, CRC Press, Boca Raton.

[9] S.K. Mandal, Steel Metallurgy: Properties, Specifications and Applications (2015) McGraw-Hill Education.

[10] N.T. Aboulkhair, M. Simonelli, L. Parry, I. Ashcroft, C. Tuck, R. Hague, Prog. Mater. Sci. 106 (2019) 100578.

[11] N. Kaufmann, M. Imran, T.M. Wischeropp, C. Emmelmann, S. Siddique, F. Walther, Phys. Proc. 83 (2016) 918-926.

[12] I.J. Plomear. Light alloys: metallurgy of the light metals. 3rd ed. (1995) London, Arnold.

[13] The Aluminum Association, Aluminum 101. available at: http://www.aluminum.org/resources/industry-standards/aluminum-alloys-101 [accessed 01/05/2018].

[14] Granta Design. CES Edupack Software - Material Level 2 & 3 (2009) Granta Design.

[15] S.D. Henry, Fatigue Data: Light Structural Alloys (1995) ASM International.

[16] J.G. Kaufman, Properties of aluminum alloys: Fatigue data and the effects of temperature, product form, and processing (2008) ASM International Materials park.

[17] A. Upadhyaya, G.S. Upadhyaya, K. Takagi, Powder Metallurgy: Science, Technology and Materials (2018) Boca Raton CRC Press, Taylor & Francis Group.

[18] Outokumpu Oyj, Handbook of stainless steels, (2013) Outokumpu Oyj.

[19] C. Leyens, M. Peters, Titanium and Titanium alloys: Fundamentals and Applications (2003) Wiley-VCH.

[20] G. Lütjering, J.C. Williams, Titanium: Engineering materials and processes 2nd Ed. (2007) Springer.

[21] D. Deng, Mater. Des. 30 (2009) 359-366.

[22] T.A. Mai, A.C. Spowage, Mater. Sci. Eng. A 374 (1-2) (2004) 224-233.

[23] K.K. Wang, P. Nagappan, Weld. Res. Suppl. 49 (1970) 419-426.

[24] W. Li, F. Wang, Mater. Sci. Eng. A 528 (18) (2011) 5921-5926.

[25] T. Sawai, K. Ogawa, H. Yamaguchi, H. Ochi, Y. Yamamoto, Y. Suga, Weld. Int. 16 (6) (2002) 432-441.

[26] J.J. Healy, D.J. Mcmullan, A.S. Bahrani, wear 37 (2) (1976) 265-278.

[27] N. Ratković, D. Arsić, V. Lazić, R.R. Nikolić, B. Hadzima, Procedia Eng. 149 (2016) 414-420.

[28] G.J. Bendzsak, T.H. North, Z. Li, Acta Mater. 45 (4) (1997) 1735-1745.

[29] A. Sluzalec, Int. J. Mech. Sci. 32 (6) (1990) 467-478.

[30] L. D`Alwise, E. Massoni, S.J. Walloe, J. Mater. Process. Technol. 125-126 (2002) 387-391.

[31] A. Moal, E. Massoni, Eng. Comput. 12 (1995) 479-512.

[32] T. Rich, R. Roberts, Brit. Weld. J. (1971) 93-98.

[33] O.N. Tanicheva, N.E. Orlova, L.A. Kyun, Met. Sci. Heat Treat. 31 (1989) 200-202.

[34] A.N. Popandopulo, G.D. Tkachevskaya, Met. Sci. Heat Treat. 19 (1977) 152-154.

[35] K.G.K. Murti & S. Sundaresan, Mater. Sci. Technol. 2 (8) (1986) 865-870.

[36] S.F. Gnyusov, E.A. Trushchenko, Weld. Int. 18 (2004) 397-400.

[37] A.T. Shpak, L.M. Savinkykh, Y.G. Gurevich, Weld. Int. 19 (12) (2005) 987-991.

[38] T.C. Nguyen, D.C. Weckman, Metall. Mater. Trans. B 37 (2) (2006) 275-292.

[39] S.T. Selvamani, K. Palanikumar, Measurement 53 (2014) 10-21.

[40] N. Özdemir, F. Sarsilmaz, A. Hasçalik, Mater. Des. 28 (2007) 301-307.

[41] N.S. Kalsi, V.S. Sharma, Int. J. Adv. Manuf. Technol. 57 (2011) 957-967.

[42] H. Ma, G. Qin, P. Geng, F. Li, B. Fu, X. Meng, Mater. Des. 86 (2015) 587-597.

[43] A.W.E. Nentwig, Schweissen und Schneiden Welding and Cutting 48 (12) PE 236-E237 (1996).

[44] M. Sahin, H.E. Akata, J. Mater. Process. Technol. 142 (2003) 239-246.

[45] L.F. Mondolfo, Aluminum Alloys: Structure & Properties (1976) Butterworth-Heinemann.

[46] E.L. Rooy, "Introduction to aluminium and aluminium alloys", Properties and selection: Nonferrous Alloys and special purpose materials, ASM Handbook (1990) ASM International.

[47] G. Mathers, The Welding of aluminium and its alloys (2002) Cambridge, England, Woodhead Publishing Ltd.

[48] R. García, V.H. López, E. Bedolla, J. Mat. Sci. 42 (2007) 7956-7963.

[49] B. Yan, G. Hong-ming, W.U. Lin, M.A. Zhao-hui, C.A.O. Neng, Trans. Nonferrous Met. Soc. China 20 (2010) 1392-1396.

[50] H.T. Zhang, J.C. Feng, P. He, B.B. Zhang, J.M. Chen, L. Wang, Mat. Sic. Eng. A 499 (2009) 111-113.

[51] J.A. Fernie, P.L. Threadgil, M.N. Watson, Weld. Met. Fabr. 59 (4) (1991) 179-184.

[52] T.A. Barnes, I.R. Pashby, J. Mater. Process. Technol. 99 (2000) 62-71.

[53] O.E. Canyurt, H.R. Kim, K.Y. Lee, Mech. Mater. 40 (2008) 825-831.

[54] D.W. Moon, E.A. Metzbower, Weld. J. 62 (2) (1983) 53s-58s.

[55] T. Sawai, K. Ogawa, H. Yamaguchi, H. Ochi, Y. Yamamoto, Y. Suga, J. Jpn. Inst. Light Met. 50 (2000) 505-511.

[56] T. Sawai, K. Ogawa, H. Yamaguchi, H. Ochi, Y. Yamamoto, Y. Suga, J. Jpn. Inst. Light Met. 53 (2003) 43-49.

[57] Y. Yamamoto, H. Ochi, T. Sawai, H. Yamaguchi, K. Ogawa, Mater. Trans. 48 (11) 2909-2913.

[58] Y.S. Irawan, B. Imawan, R. Soenoko, H. Purnomo, J. Eng. Appl. Sci. 11 (6) (2016) 1178-1185.

[59] B.S. Yilbas, A.Z. Sahin, A. Coban, B.J.A. Aleem, J. Mater. Process. Technol. 54 (1-4) (1995) 76-81.

[60] Y. Zhou, Z. Li, T.H. North, ISIJ International 35 (10) (1995) 1315-1321.

[61] K. Uenishi, Y. Zhai, Y.H. North, G.J. Bendzsak, Weld. J. 79 (7) (2000) 184s-193s.

[62] T. Nishida, T. Ogura, M. Fujimoto, A. Hirose, Mater. Trans. 52 (5) (2011) 960-966.

[63] H. Fuwano, K. Katoh, H. Tokisue, J. Jpn. Inst. Light Met. 50 (4) (2000) 157-161.

[64] X. Li, J. Li, Z. Liao, F. Jin, J. Xiong, F. Zhang, J. Adhes. Sci. Technol. 32 (18) (2018) 1987-2006.

[65] L.E. Murr, G. Liu, J.C. Mcclure, J. Mater. Sci. Lett. 16 (1997) 1801-1803.

[66] Y.S. Sato, S.H.C. Park, H. Kokawa, Metall. Mater. Trans. A 32 (2001) 3033-3042.

[67] T. Luo, D.R. Ni, P. Xue, Y.Z. Li, B.L. Xiao, Z.Y. Ma, M.J. Fu, X.H. Li, Y.S. Zeng, Mater. Sci. Eng. A 727 (2018) 177-183.

[68] Z.Z. Xu, C.Y. Liu, B. Zhang, H.F. Huang, W. Cheng, J. Manuf. Process. 56 (2020) 248-257.

[69] S. Fukumoto, H. Tsubakino, M. Aritoshi, T. Tomita, K. Okita, Mater. Sci. Technol. 18 (2) (2002) 219-225.

[70] T. Nakamura, T. Furushima, E. Yukutake, S. Ueda, M. Enomoto, I. Nishizaki, J. Smart Process. 7 (5) (2018) 207-213.

[71] O.V. Flores, C. Kennedy, L.E. Murr, D. Brown, S. Pappu, B.M. Nowak, J.C. Mcclure, Script. Mater. 38 (5) (1998) 703-708.

[72] H. Liu, Y. Hu, C. Dou, D.P. Sekulic, Mater. Charact. 123 (2017) 9-19.

[73] P. Geng, G. Qin, J. Zhou, C. Li, Trans. Nonferrous. Met. Soc. China 29 (2019) 2483-2495.

[74] R.Y. Hwang, C.P. Chou, Script. Mater. 38 (2) (1997) 215-221. [75] K. Aoki, T. Koezawa, Procedia Eng. 207 (2017) 597-602.

[76] M. Kimura, M. Choji, M. Kusaka, K. Seo, A. Fuji, Sci. Technol. Weld. Join. 10 (4) (2005) 406-412.

[77] H.K. Rafi, G.D.J. Ram, G. Phanikumar, K.P. Rao, Mater. Des. 31 (2010) 2375-2380.

[78] M. Kimura, M. Choji, M. Kusaka, K. Seo, A. Fuji, Sci. Technol. Weld. Join. 11 (2) (2006) 209-215.

[79] Y. Asano, M. Nomoto, M. Maeda, K. Katoh, Mater. Trans. 58 (7) (2017) 1020-1026.

[80] Z. Sun, R. Karppi, J. Mater. Process. Technol. 59 (1996) 1621-1627.

[81] B. Aleman, I. Gutierrez, J.J. Urcola, Mater. Sci. Tech. 9 (1993) 633-641.

[82] P. He, J. Zhang, R. Zhou, X. Li, Mater. Charact. 43 (1999) 287-292.

[83] H. Peng, J. Zhang, R. Zhou, X. Li, J. Nucl. Mater. 322 (1999) 235-241.

[84] A. Fuji, T.H. North, K. Ameyama, M. Futamata, Mater. Sci. Technol. 8 (3) (1992) 219-235.

[85] S.D. Meshram, T. Mohandas, G.M. Reddy, J. Mater. Process. Technol. 184 (1-3) (2007) 330-337.

[86] T. Christman, A. Needleman, S. Suresh, Acta Metall. 37 (1989) 3029-3050.

[87] A. Fuji, K. Ameyama, T.H. North, J. Mater. Sci. 31 (1996) 819-827.

[88] S. Morozumi, M. Kikuchi, J. Jpn. Inst. Light Met. 32 (4) (1982) 195-201.

[89] M. Ghosh, S. Chatterjee, Mater. Charact. 54 (2005) 327-337.

[90] G.K. Kharchenko, Automat. Weld. 22 (4) (1969) 31-35.

[91] E.J. Sluetz, T.L. Oberle, B.C. Brother, American Machinist Special Report No.621 (1968) New York, McGraw-Hill Education 57-63.

[92] H.D. Weiss, T.H. Hazlett, ASME Paper No. 66-MET-8 (1966) New York, American Society of Mechanical Engineers 2-11.

[93] A. Hasui, Y. Kira, Q. J. Jpn. Weld. Soc. 1 (3) (1983) 366-371.

[94] H. Dong, L. Yu, D. Deng, W. Zhou, C. Dong, J. Mater. Sci. Technol. 31 (2015) 962-968.

[95] H.C. Dey, M. Ashfaq, A.K. Bhaduri, K.P. Rao, J. Mater. Process. Technol. 209 (2009) 5862-5870.

[96] M. Futamata, A. Fuji, Weld. Int. 4 (10) (1990) 768-774.

[97] V.I. Grigorevskii, E.S. Karakozov, Weld. Prod. 30 (2) (1983) 19-21.

[98] P. Li, H. Dong, Y. Xia, X. Hao, S. Wang, L. Pan, J. Zhou, J. Manuf. Process. 33 (2018) 54-63.

[99] B.Y. Huang, C.G. Li, L.K. Shi, G.Z. Qiu, T.Y. Zuo, China Materials Engineering Canon Nonferrous Materials and Engineering, Beijing: Chemical Industry Press 4-5 (2006)

[100] P. Li, J. Li, M. Salman, L. Liang, J. Xiong, F. Zhang, Mater. Des. 56 (2014) 649-656.

[101] C. Groza, I. Mitelea, E. Dimian, Metal 5 (2011) 18-20.

[102] X. Li, J. Li, Z. Liao, F. Jin, F. Zhang, J. Xiong, Mater. Des. 99 (2016) 26-36.

[103] H. Liu, Y. Aoki, K. Ushioda, H. Fujii, J. Mater. Sci. Technol. 46 (2020) 211-224.

[104] H. Liu, H. Fujii, Mater. Sci. Eng. A 800 (2021) 140303.

[105] A. Hirose, F. Matsui, H. Imaeda, K.F. Kobayashi, Materials Science Forum 475-479 (2005) 349-352.

[106] T. Ogura, Y. Saito, T. Nishida, H. Nishida, T. Yoshida, N. Omichi, M. Fujimoto, A. Hirose, Script. Mater. 66 (2012) 531-534.

[107] T. Ogura, T. Nishida, Y. Tanaka, H. Nishida, S. Yoshikawa, M. Fujimoto, A. Hirose, Sci. Technol. Weld. Join. 18 (2) (2013) 108-113.

[108] M. Kimura, H. Ishii, M. Kusaka, K. Kaizu, A. Fuji, Sci. Technol. Weld. Join. 14 (7) (2009) 655-661.

[109] N. Yamamoto, M. Takahashi, M. Aritoshi, K. Ikeuchi, Q. J. Jpn. Weld. Soc. 23 (2) (2005) 352-358.

[110] N. Yamamoto, M. Takahashi, M. Aritoshi, K. Ikeuchi, Q. J. Jpn. Weld. Soc. 23 (4) (2005) 622-627.

[111] R. Hatano, T. Ogura, T. Matsuda, T. Sano, A. Hirose, Mater. Sci. Eng. A 735 (2018) 361-366.

[112] K.K. Wang, W. Lin, Weld. Res. Suppl. June (1974) 233s-241s.

[113] M. Kikuchi, H. Takeda, S. Morozumi, J. Jpn. Inst. Light Met. 34 (3) (1984) 165-173.

[114] E. Taban, J.E. Gould, J.C. Lippold, Mater. Des. 31 (2010) 2305-2311.

[115] S. Sunderesan, K.G. Murte, Mater. Forum 17 (1993) 301-307.

[116] S. Fukumoto, H. Tsubakino, K. Okita, M. Aritosh, T. Tomita, Mater. Sci. Technol. 14 (1998) 333-338.

[117] S. Fukumoto, M. Ohashi, H. Tsubakino, K. Okita, M. Aritosh, T. Tomita, K. Goto, J. Jpn, Inst. Light Met. 48 (1998) 36-41.

[118] D.R.G. Achar, J. Ruge, S. Sundaresan, Aluminium 56 (1980) 147-149.

[119] H. Das, S. Basak, G. Das, T.K, Pal, Int. J. Adv. Manuf. Technol. 64 (2013) 1653-1661.

[120] K. Ikeuchi, M. Takahashi, H. Watanabe, M. Aritoshi, Weld. World 53 (2009) R135-R139.

[121] T.J. Jessop, W.O. Dinsdale, Proc. Conf. Adv. Weld. Process. The Welding Institute paper 49 (1978) 23-36.

[122] M. Sahin, Int. J. Adv. Manuf. Technol. 41 (2009) 487-497.

[123] H. Tokisue, K. Katoh, J. Jpn. Inst. Light Met. 52 (8) (2002) 378-383.

[124] W.B. Lee, Y.M. Yeon, D.U. Kim, S.B. Jung, Mater. Sci. Technol. 19 (2003) 773-778.

[125] M. Kimura, S. Nakamura, M. Kusaka, K. Seo, A. Fuji, Sci. Technol. Weld. Join. 10 (6) (2005) 666-672.

[126] T. Yokoyama, M. Yamaguchi, J. Jpn. Inst. Light Met. 49 (11) (1999) 535-541.

[127] O.E. Olorunniwo, P.O. Atanda, K.J. Akinluwade, J. Miner. Mater. Charact. Eng. 8 (1) (2009) 1-14.

[128] P. Sammaiah, A. Suresh, G.R.N. Tagore, J. Mater. Sci. 45 (2010) 5512-5521.

[129] M. Yılmaz, M. Çöl, M. Acet, Mater. Charact. 49 (2003) 421-429.

[130] C.H. Muralimohan, S. Haribabu, Y.H. Reddy, V. Muthupandi, K. Sivaprasad, J. Adv. Mech. Eng. Sci. 1 (1) (2015) 57-64.

[131] G. Reiners, H. Kreye, Schweiss Schneid 40 (1988) 123-129.

[132] B.S. Yilbas, A.Z. Sahin, N. Kahraman, A.Z. Al-Garni, J. Mater. Process. Technol. 49 (1995) 431-443.

[133] G. Kawai, K. Ogawa, H. Ochi, H. Tokisue, J. Light. Metal Weld. Constr. 37 (1999) 295-302.

[134] C. Zhang, S. Wang, D. Luo, W. Shi, X. Liu, G. Cui, B. Chen, Z. Xin, Z. Rui, J. Manuf. Process. 67 (2021) 241-252.

[135] T. Enjo, K. Ikeuchi, M. Kanai, T. Maruyama, Q. J. Jpn. Weld. Soc. 46 (1977) 82-89.

[136] S. Elliott, E. R. Wallach, Metal Const. 13 (1981) 167-171.

[137] S.Y. Kim, S.B. Jung, C.C. Shur, J. Mater. Sci. 38 (2003) 1281-1287.

[138] S.Y. Bekir, Z.S. Ahmet, K. Nafiz, Z. Ahmed, J. Mater. Process. Technol. 49 (1995) 431-443.

[139] T. Suwanda, R. Soenoko, Y.S. Irawan, M.A. Choiron, East.-Eur. J. Enterp. Technol. 3 (12) (2020) 38-43.

[140] I.A. Chernenko, Weld. Res. Int. 3 (7) (1989) 586-590.

[141] G.M. Reddy, A.S. Rao, T. Mohandas, Sci. Technol. Weld. Join. 13 (7) (2008) 619-628.

[142] M. Kimura, H. Ishii, M. Kusaka, K. Kaizu, A. Fuji, Sci. Technol. Weld. Join. 14 (5) (2009) 388-395.

[143] S. Fukumoto, T. Inuki, H. Tsubakino, K. Okita, M. Aritoshi, T. Tomita, Mater. Sci. Technol. 13 (1997) 679-686.

[144] W.B. Lee, S.B. Jung, Z. Metallkd. 94 (2003) 1300-1306.

[145] D. Yashan, S. Tsang, W.L. Johns, M.W. Doughty, Weld. J. 8 (1987) 27s-37s.

[146] A. Hasui, T. Matsui, Q. J. Jpn. Weld. Soc. 1 (1983) 361-365.

[147] U. Zerbst, R.A. Ainsworth, H.T. Beier, H. Pisarski, Z.L. Zhang, K. Nikbin, T. Nitschke-Pagel, S. Münstermann, P. Kucharczyk, D. Klingbeil, Eng. Fract. Mech. 132 (2014) 200-276.

[148] K. Fan, G.Z. Wang, F.Z. Xuan, S.T. Tu, Eng. Fail. Anal. 59 (2016) 419-433.

[149] K. Sato, M. Toyoda, J. Jpn. Weld. Soc. 40 (1971) 885-900.

[150] C. Zhang, A.A. Shirzadi, Sci. Technol. Weld. Join. 23 (2018) 394-399.

[151] D. Ogawa, T. Kakiuchi, K. Hashiba, Y. Uematsu, Sci. Technol. Weld. Join. 24 (2019) 685-694.

[152] T.Y. Sunay, M. Sahin, S. Altintas, Int. J. Adv. Manuf. Technol. 44 (2009) 68-79.

[153] E.P. Alves, F.P. Neto, C. Y. An, E.C. da Silva, J. Aerosp. Technol. Manag. 4 (1) (2012) 61-67.

[154] K. Ikeuchi, J. Jpn. Inst. Light Met. 46 (6) (1996) 298-306.

[155] M. Kimura, K. Suzuki, M. Kusaka, K. Kaizu, J. Manuf. Process. 26 (2017) 178-187.

[156] T. Yokoyama, JSME Int. J. Ser. A 46 (3) (2003) 308-315.

[157] R. Paventhan, P.R. Lakshminarayanan, V. Balasubramanian, Trans. Nonferrous Met. Soc. China 21 (2011) 1480-1485.

[158] R.N. Shubhavardhan, S. Surendran, Int. J. Emerg. Tech. Adv. Eng. 2 (7) (2012) 200-210.

[159] A. Hasui, M. Ogawa, H. Tanaka, J. Jpn. Weld. Soc. 46 (1977) 858-862.

[160] T. Shinoda, S. Kawata, H. Takegami, J. Jpn. Inst. Light Met. 53 (9) (2003) 385-389.

[161] J. Pilling, A. Hellawell, Metall. Mater. Trans. A 27 (1) (1996) 229-232.

[162] P.T. Summers, Y. Chen, C.M. Rippe, B. Allen, A.P. Mouritz, S.W. Case, B.Y. Lattimer, Fire Sci. Rev. 4 (1) (2015) 1-36.

[163] E. Borzabadi Farahani, B. Sobhani Aragh, W. Mansur, Proc. Inst. Mech. Eng. L-J. Mater. 233 (11) (2019) 2352-2364.

[164] N.B. Sada, A.S. Bahrani, "Joining of Metals: Practice and Performance 2" (1981) Coventry, UK, Welding Institute 38-46.

[165] D. Zhang, G. Qin, P. Geng, H. Ma, J. Manuf. Process. 64 (2021) 20-29.

[166] M. Ashfaq, N. Sajja, H.K. Rafi, K.P. Rao, J. Mater. Eng. Perform. 22 (2) (2013) 376-383.

[167] H. Wang, G. Qin, P. Geng, X. Ma, J. Manuf. Process. 49 (2020) 18-25.

[168] S. Fukumoto, H. Tsubakino, K. Okita, M. Aritoshi, T. Tomita, Sci. Mater. 42 (8) (2000) 807-812.

[169] S. Fukumoto, H. Tsubakino, K. Okita, M. Aritoshi, T. Tomita, Weld. Int. 14 (2) (2000) 89-93.

[170] S. Sikka, 1st Indian Edn. (1997) New Delhi, CBS Publications.

[171] I. Lliuc, 'Tribology of Thin Layers' (1988) New York, Elsevier.

[172] S. Herbst, H. Aengeneyndt, H.J. Maier, F. Nürnberger, Mater. Sci. Eng. A 696 (2017) 33-41.

[173] S.D. Meshram, G.M. Reddy, Def. Technol. 11 (3) (2015) 292-298.

第 3 章　圧力制御通電圧接法の開発

3.1　原理

第 2 章で述べたように、これまでの接合法で課題となっている現象を解決するために、本研究では、低温での接合が可能な圧力制御通電圧接法の開発に取り組んだ。圧力制御通電圧接法は、被接合材の接合面を密着させ、大荷重を付与しながら電流を流すことで電気抵抗熱（即ち、ジュール熱）を接合部のみに発生させ、軟化した接合界面近傍の材料を接合圧力により変形させることで、元の接合面に存在する凹凸や酸化皮膜を粉砕してバリとして排出し、両材料の接合面に新生面を形成させることで接合を達成するという新規固相接合法である。

被接合材に大荷重を付与することにより、接合温度を低下させることが可能である。界面での昇温により、印加された圧力に耐えきれなくなった材料は、系外に排出されるため、バリが排出し始める温度が接合温度となる。また、電気抵抗熱を熱源として使用することで、摩擦よりも速い昇温速度が可能になり、接合界面の中心部と外周部に均一に入熱ができることも特徴である。

3.2　接合装置

図 3.1 に自作した接合装置の外観写真を示す。接合装置は電源（HVS4E-160-103、中央製作所）、電動サーボプレス（FMS100-B、CORETEC）、制御盤（自作）および接合ユニット（自作）で構成されている。電源は、一定な電流を通電するために定電流制御方式を用いる。その制御方式には「サイリスタ制御」や「インバータ制御」があるが、本接合装置ではインバータ制御方式を用いている。インバータ制御は交流を高周波電流に変換する過程を経るため、応答速度が大きく上昇し、高速制御により適合である[1]。この電源装置は最大電圧 16 V で最大電流 10000 A を供給することができる。サーボプレスは「油圧式」と「電動式」に分類されるが、本接合法では短時間での制御を要するため、応答速度が速く、任意の速度を制御することが可能な電動式を採用している。最大寄り速度 150

mm/s と最大負荷 100 kN を実現することができる。接合ユニットには、赤い点線の枠で示されるように、電極および試料設置用円筒形治具が 2 つ備わっている。電極は通電時の電気抵抗を最小化するために、銅電極を用いた。固定用円筒形治具は外径 60 mm、内径 10 mm、長さ 100 mm の S45C 製であり、固定される丸棒試料の断面積（78.5 mm^2）はこれらの円筒形治具の断面積の 1/36 であるため、ジュール熱は主に丸棒試料の円筒形治具から突き出した部分（電流密度が高くなる）に発生する。

接合プロセスを図 3.2 に模式的に示す。最初に、丸棒試料を 2 つの円筒形治具によって接合ユニットに固定する。（1）次に、丸棒試料に圧力を付与し、設定した圧力に達した時点で試料への通電を開始する。治具から突き出した「接合部」の断面積は治具で覆われている部分と比べて非常に小さいため、電気抵抗熱は主に接合部で発生し、温度が上昇する。（2）温度の上昇により、接合部が軟化され、材料の変形抵抗が加えられた圧力より下回ると塑性変形が開始する。（3）最後に、指定された寄り代まで圧縮変形すると、圧力の解放および通電の停止と共に接合が完了する。これらのプロセスを BS Configrator2 で作成したプログラムで実行させた。プログラムの一例を図 3.3 に示す。実行方式は寄り代制御を採用している。ロードセルから出力された荷重データを読み込み、測定値と目標荷重との差によりサーボプレスの移動速度を変更するプログラムとした。

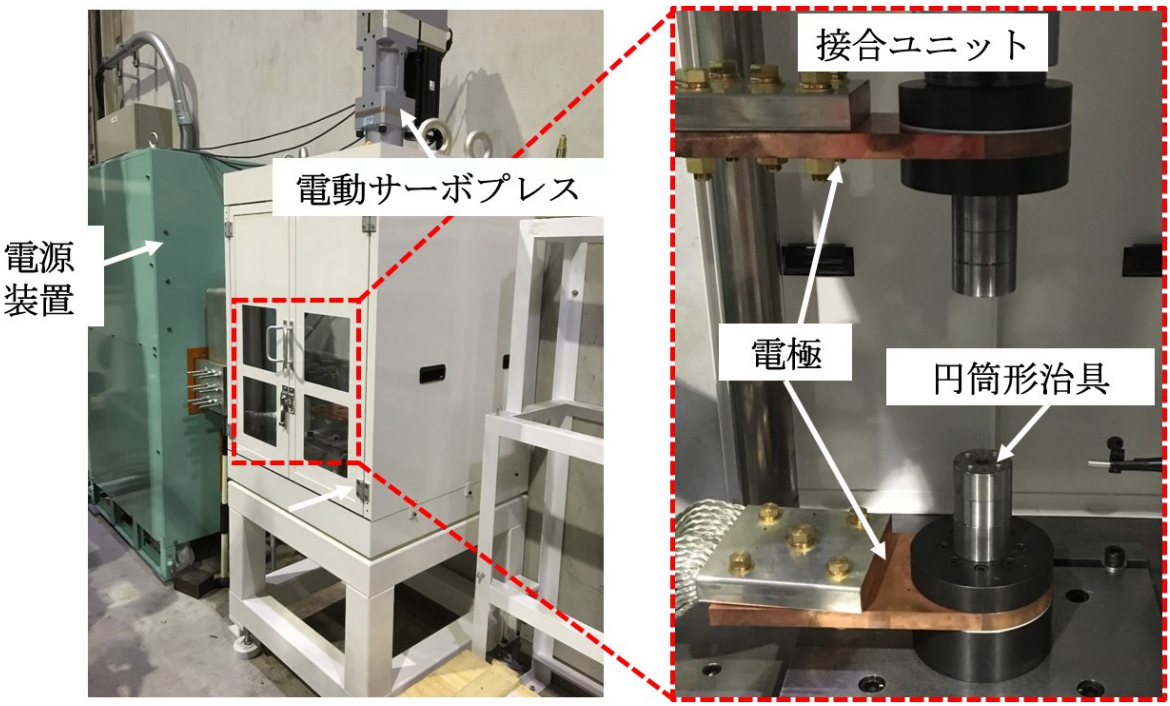
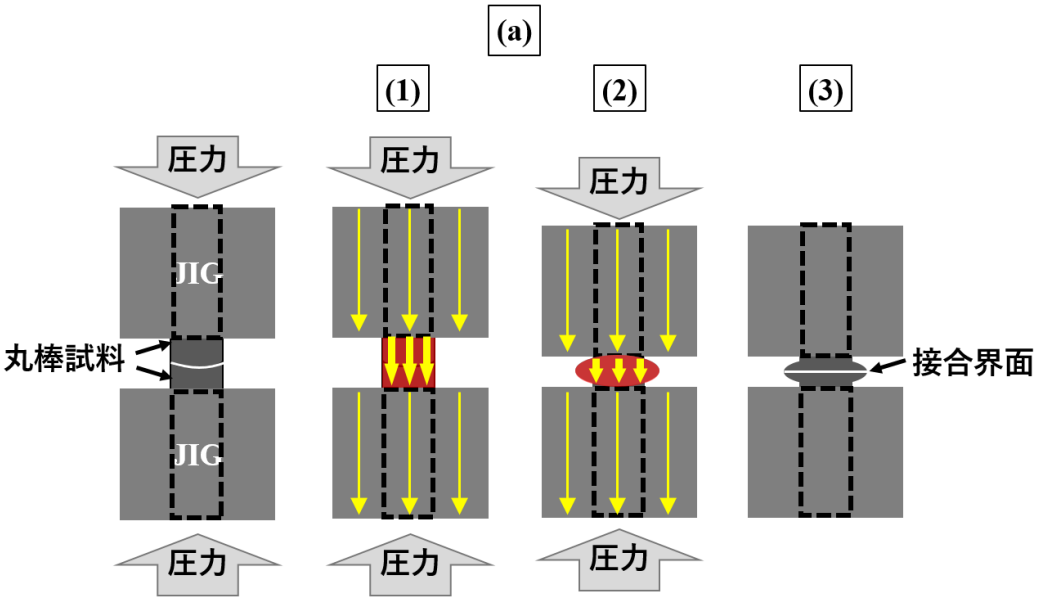


図 3.1　自作した圧力制御通電圧接装置の外観写真


(a)
(1)
(2)
(3)
圧力
圧力
圧力
JIG
丸棒試料
JIG
接合界面
圧力
圧力
圧力

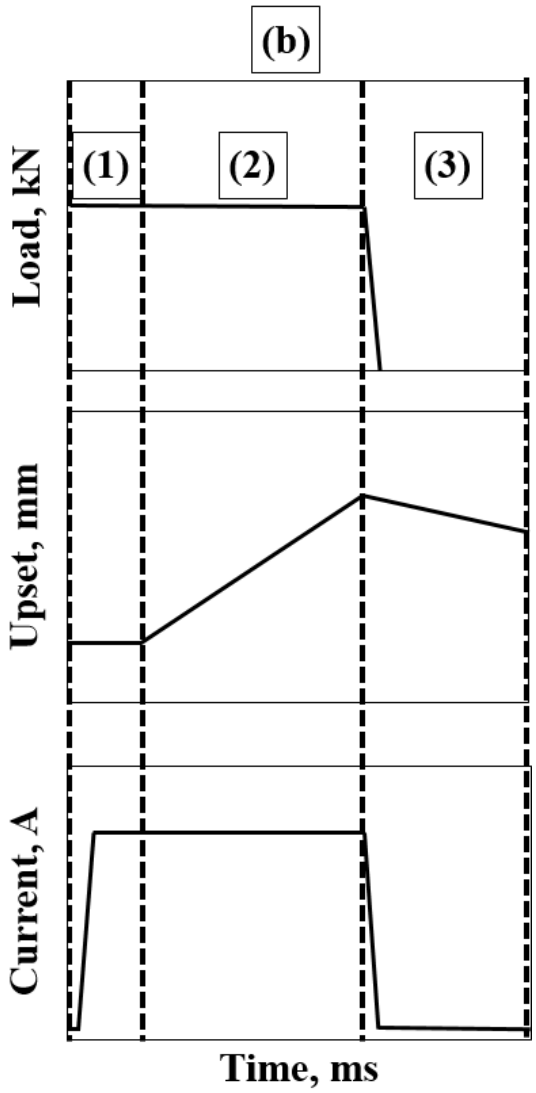


図 3.2（a）圧力制御通電圧接プロセスの模式図（b）荷重、寄り代及び電流のパターン

step	tag	命令	ﾊﾟﾗﾒｰﾀ1	ﾊﾟﾗﾒｰﾀ2	飛先	ｺﾒﾝﾄ
1		lmt_load	#0.00			荷重制限解除
2		home	HomeTbl1			ユーザーホーム指定
3		rstb	USR_OUT.LL	#5		
4		rstb	USR_OUT.LL	#6		
5		pos_a	#3.00	#160.00		初期位置へ移動
6	tag11	jmp_pe			tag12	位置決め終了待ち
7		jmp_ge	LOAD	#10.00	tag99	異物検知
8		jmp_al			tag11	ループ
9	tag12	pos_a	#1.00	#170.00		接触位置へ移動
10	tag20	jmp_ge	LOAD	#10.00	tag99	異物検知？
11		jmp_ge	STRK	#169.00	tag30	接触位置-1mm？
12		jmp_al			tag20	
13	tag30	spd	#0.10	ACC_ON		初期圧入速度
14	tag28	jmp_ge	LOAD	#5.00	tag29	データ収集開始圧力設定
15		jmp_al			tag28	
16	tag29	clct	begin			データ収集開始
17	tag31	jmp_ge	LOAD	#50.90	tag53	目標荷重代入
18		jmp_al			tag31	
19	tag53	setb	USR_OUT.LL	#5		パルス電流生成　開始
20		tm_rs_st	TIM_10m			
21	tag54	jmp_gt	TIM_10m	#2	tag55	
22		jmp_al			tag54	
23	tag55	rstb	USR_OUT.LL	#5		パルス電流生成　終了
24		tm_rs_st	TIM_1s			
25		load	STRK_R1	STRK		初期位置設定
26		load	STRK_R2	STRK		初期位置設定
27		add	STRK_R1	#5.00		寄り代設定
28		add	STRK_R2	#4.95		通電終了位置設定（寄り代-0.05mm）
29	tag71	jmp_ge	TIM_1s	#20	tag100	
30		jmp_ge	STRK	STRK_R2	tag100	通電キャンセル入力？（寄り代）
31		jmp_gt	LOAD	#54.40	tag86	目標荷重+3.5kN超過？
32		jmp_gt	LOAD	#53.40	tag80	目標荷重+2.5kN超過？
33		jmp_gt	LOAD	#52.40	tag84	目標荷重+1.5kN超過？
34		jmp_gt	LOAD	#51.40	tag82	目標荷重+0.5kN超過？
35		jmp_st	LOAD	#48.90	tag96	目標荷重-2.0kN未満？
36		jmp_st	LOAD	#49.40	tag90	目標荷重-1.5kN未満？
37		jmp_st	LOAD	#49.90	tag94	目標荷重-1.0kN未満？
38		jmp_st	LOAD	#50.40	tag92	目標荷重-0.5kN未満？
39		jmp_al			tag71	
40	tag86	spd	#-10.00	ACC_OFF		戻り
41		jmp_al			tag71	
42	tag80	spd	#-5.00	ACC_OFF		戻り
43		jmp_al			tag71	
44	tag84	spd	#-2.00	ACC_OFF		戻り
45		jmp_al			tag71	
46	tag82	spd	#-0.50	ACC_OFF		戻り
47		jmp_al			tag71	
48	tag96	spd	#20.00	ACC_OFF		押し
49		jmp_al			tag71	
50	tag90	spd	#15.00	ACC_OFF		押し
51		jmp_al			tag71	
52	tag94	spd	#10.00	ACC_OFF		押し
53		jmp_al			tag71	
54	tag92	spd	#0.50	ACC_OFF		押し
55		jmp_al			tag71	
56	tag99	spd	#0.00	ACC_OFF		異常終了ルーチン
57		jmp_al			tag106	
58	tag100	setb	USR_OUT.LL	#6		
59		tm_rs_st	TIM_10m			
60	tag104	jmp_ge	STRK	STRK_R1	tag106	荷重キャンセル入力？（寄り代）
61		jmp_ge	TIM_10m	#1	tag106	
62		jmp_al			tag104	
63	tag106	spd	#0.00	ACC_OFF		
64		pos_a	#1.00	#160.00		初期位置へ移動
65	tag101	jmp_pe			tag102	位置決め終了待ち
66		jmp_al			tag101	
67	tag102	clct	end			
68		judge	JT1			
69		end				

図 3.3　プログラム（電流値：任意、接合圧力：450 MPa, 寄り代：5 mm）

3.3 温度制御のメカニズム

図 3.4 に金属材料の変形抵抗の温度依存性を模式的に示す。金属材料に P_1 の圧力を負荷すると、T_1 の温度で変形することができ、P_2 の圧力を負荷すると、T_2 の温度で変形することになる。これは、接合圧力で接合温度が制御できることを示唆している。この現象は我々のグループの先行研究で報告されており、S45C 板材の LFW における接合温度は、変形抵抗の温度依存性に従って、接合圧力によって決定することができる[2, 3]。

本接合法では、接合開始時に所望の接合温度に対応する接合圧力を印加する。また、従来の固相接合法と比較して大きな接合圧力を印加することで、低温で接合することができる。加えて、電気抵抗熱を利用し、接合界面全域を速やかに均一に昇温することで、従来の摩擦圧接において、接合界面における温度分布や塑性変形挙動不均一などの回転摩擦熱に起因する諸問題を克服できる。更に、入熱時間の低減によって接合工程サイクルの短縮が可能となる。

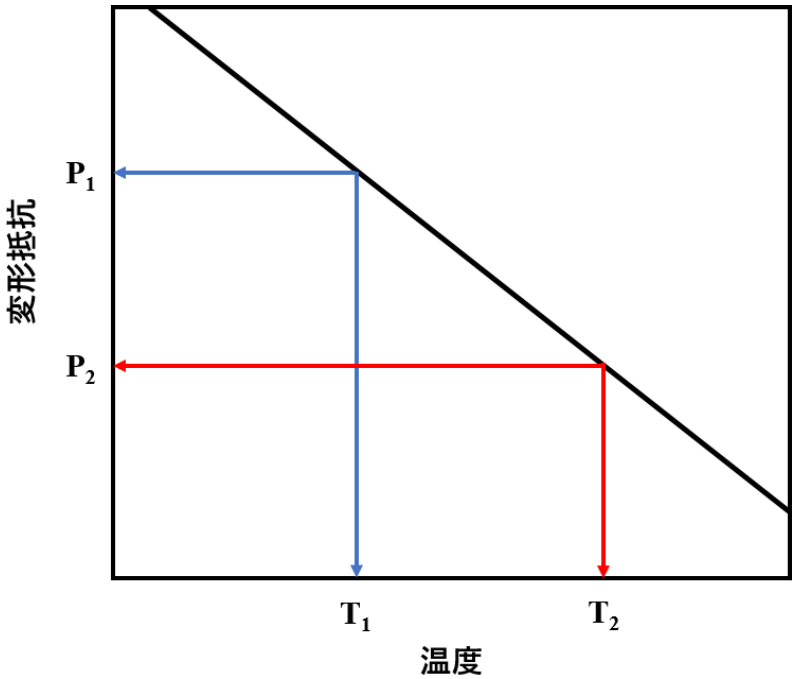


図 3.4　材料の変形抵抗と温度の関係

第 3 章の参考文献

[1] 三田常夫, 最近のアーク溶接機第一回, 溶接技術, 5 (1991) 135.

[2] Y. Aoki, R. Kuroiwa, H. Fujii, G. Murayama, M. Yasuyama, Tetsu-to-Hagane 103 (7) (2017) 422-428.

[3] R. Kuroiwa, H.H. Liu, Y. Aoki, S. Yoon, H. Fujii, G. Murayama, M. Yasuyama, Sci. Technol. Weld. Join. 25 (2020) 1-9.

第 4 章　圧力制御通電圧接法による A_1 点以下での炭素鋼の接合

4.1　緒言

輸送車両の衝突安全性と燃費を向上させるために、構造材料の高強度化に対する要求が高まっており、様々な検討が行われている[1-4]。ここで、炭素鋼は炭素含有量の増加と適切な微細組織の制御により、低コストで良好な強度と延性の組み合わせを実現できるため、有望な構造材料と見なされている。しかし、炭素含有量の多い中炭素鋼や高炭素鋼の場合、高温域（相変態点 A_1 以上）からの冷却により脆性なマルテンサイトが生じるだけでなく、接合強度を著しく低下させる亀裂、粗大な柱状結晶粒、高い残留応力、大きい溶接変形および凝固欠陥などの典型的な問題が存在するため、従来の溶融溶接法で健全な継手を得ることが困難である[5-7]。これを解決する一つの方法として、中炭素鋼および高炭素鋼の接合には、A_1 点より低い温度で接合ができる固相接合技術が有望である[8, 9]。

回転摩擦圧接（RFW）は、2 つの被接合材の接合面間で回転による摩擦熱を発生させて界面材料を軟化させた後、バリとして系外に排出して継手を形成させる固相接合技術である。RFW は、溶融溶接よりもはるかに低い接合温度で迅速に接合できるため、炭素鋼の接合に広く使用されている[10-14]。しかし、接合界面の中心部と外周部との間における周速度の大きな差異は、接合界面に不均一な入熱を引き起こす。その結果、接合界面の微細組織も不均一になり、組織制御は非常に困難である[15, 16]。

そこで本研究では、ジュール発熱を利用して接合界面部の材料を軟化させ、大荷重によりバリとして排出させて接合を達成するという、新しい接合コンセプトを提案した。回転摩擦熱ではなくジュール発熱を熱源として利用するため、接合界面全体における均一な温度分布が期待できる。高い圧力を付与することにより、比較的低温で接合界面近傍の材料を変形させることができ、A_1 点よりも低い温度での接合が可能となる。これらの知見は、線形摩擦接合（LFW）などにおいても確認されている [17, 18]。

我々は当該新規接合法の名称を「圧力制御通電圧接」とし、専用の接合装置を作製した。本章では、当該新規接合法を用いて中炭素鋼丸棒の接合を行い、得られた継手の微細組織

と機械的特性に及ぼす接合パラメータの影響を系統的に調査することで、A_1点以下で健全な炭素鋼継手を作製することを目的とした。

4.2　実験方法

供試材には、直径 10 mm、長さ 105 mm の中炭素鋼 S45C（0.45 wt% C-0.77 wt% Mn-0.23 wt% Si-0.08 wt% Cr-bal. Fe）丸棒を使用した。接合の予備処理として、試料接合面を旋盤加工し、アセトンで洗浄した後、大気中で乾燥させた。表 4.1 に本研究で使用した接合パラメータを示す。電流を 3000 A、4000 A および 5000 A とし、寄り代を 4 mm、6 mm および 7 mm とした。接合圧力は 250 MPa で一定とした。接合圧力を 250 MPa とした理由は、図 4.1 に示す S45C の変形抵抗の温度依存性に基づいて説明することができる[17, 18]。S45C の変形抵抗は温度の増加に伴い低下し、温度が 700 ℃になると 250 MPa になる。この関係に基づくと、圧力制御通電圧接中に S45C 丸棒に 250 MPa の接合圧力が加えられた場合、約 700 ℃の温度に達した時点で接合部が変形する。すなわち、接合部の温度が 700 ℃を超えることを防止することができる。図 4.2 に示すように熱画像カメラ（CHINO CPA-T640）を用いて、30 fps のフレームレートと 0.78 の放射率で圧力制御通電圧接中の熱履歴を測定した。

表 4.1　本研究で用いた接合条件

接合条件	
接合圧力 (MPa)	**250**
電流 (A)	**3000, 4000, 5000**
寄り代 (mm)	**4, 6, 7**

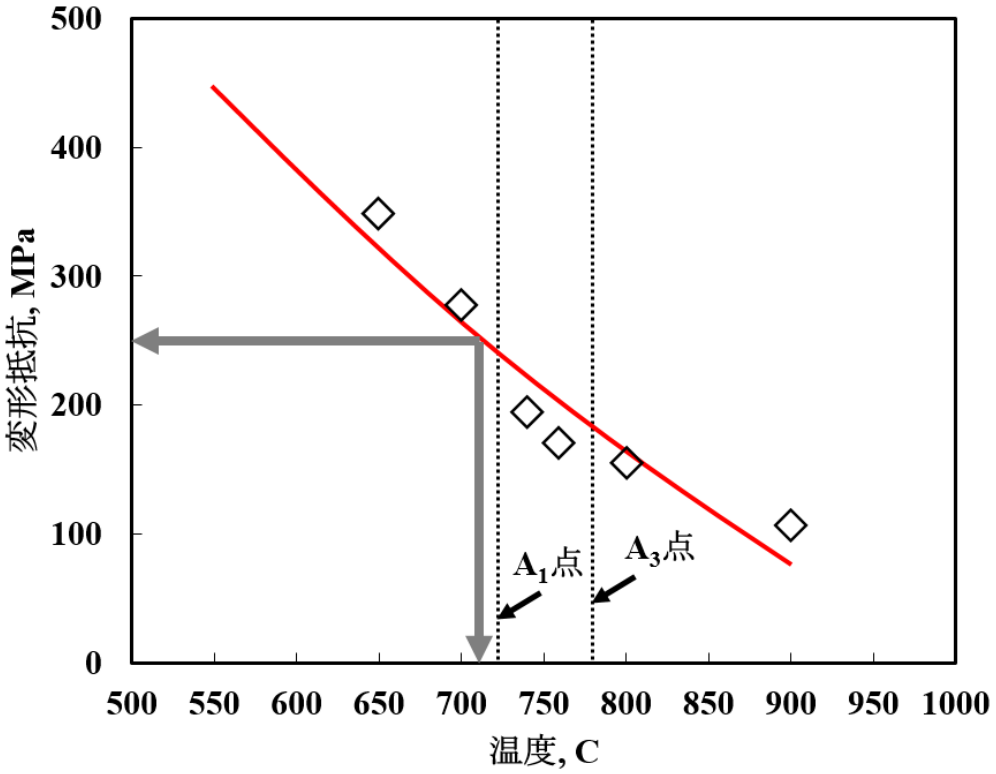


図 4.1　S45C の変形抵抗の温度依存性[18]

得られた継手から接合部の縦断面試験片を作製した。これらの試験片は、4000 グリットまでの SiC エメリー研磨紙を使用して機械的研磨をした後、10 vol.%の過塩素酸と 90 vol.%の酢酸からなる溶液中で、室温で 20 V の電解研磨を約 20 秒間行った。電解研磨された試験片は、接合界面の微細組織を分析するために、電子後方散乱回折（Electron backscatter diffraction：EBSD）システムを備えた走査型電子顕微鏡（Scanning electron microscope：SEM、JSM-7001FA、JEOL、日本）によって観察された。得られた EBSD データは TSL 社の OIM（Orientation Imaging Microscopy、ver.5.31）を用いて解析した。図 4.2 の赤い点線で示すように、縦断面試験片の接合界面中心部を原点として、縦方向と横方向のビッカース硬さ（FM-300、FUTURE-TECH）分布を荷重：0.98 N、保持時間：15 秒で測定した。旋盤加工により平行部の長さ 60 mm、直径 8 mm の引張試験片を作製し、引張試験機（SHIMADZU Autograph AG-10TB）を用いてクロスヘッド速度 1

mm/min で室温での引張試験を行った。図 4.3 に示すように、S45C の母材組織はフェライトと層状セメンタイトを含むパーライトで構成される。

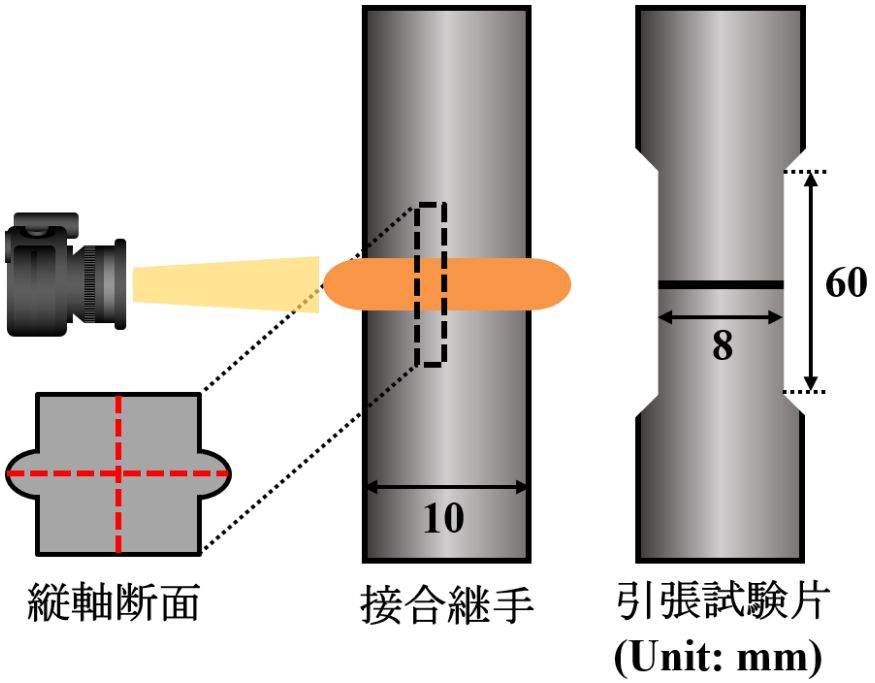


図 4.2　微細組織観察、硬さ測定および引張試験用の試験片作製と温度測定の模式図

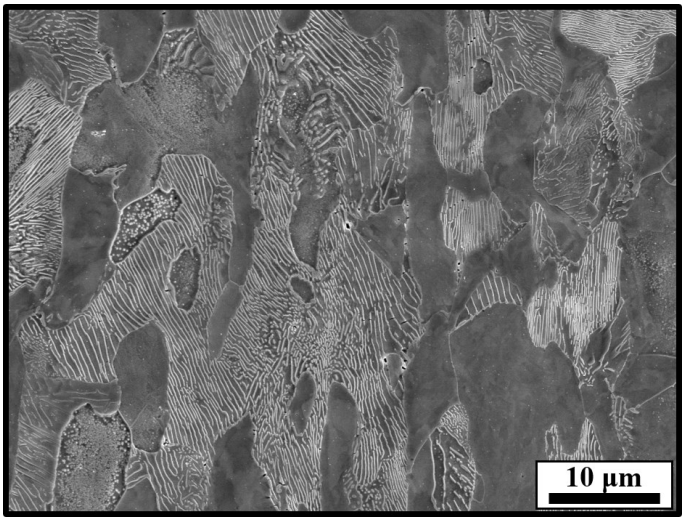
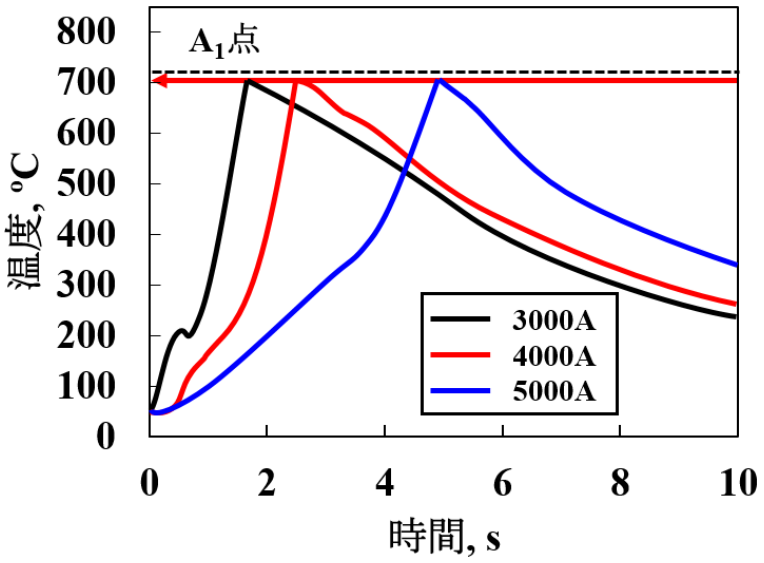


図 4.3　SEM によって観察した S45C 母材の微細組織

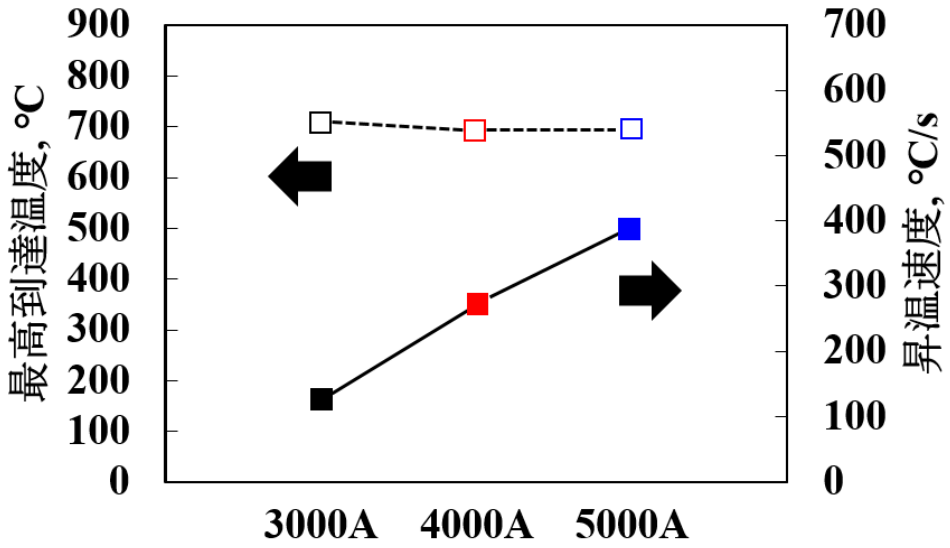
4.3　実験結果および考察

4.3.1　継手の微細組織に及ぼす電流の影響

図 4.4a は、250 MPa の接合圧力、4 mm の寄り代、3000 A、4000 A および 5000 A の異なる電流で行った接合中に測定した熱履歴を示している。最高到達温度と 100 ℃から 600 ℃までの昇温速度も図 4.4b に示している。すべての接合プロセスが数秒間の短時間で完了し、接合温度は約 700 ℃の最高値まで上昇した後に低下した。最高到達温度は電流値に依らず一定である。一方で、電流の増加に伴い昇温速度は増加し、接合時間は減少した。接合部の温度が約 700 ℃までに上昇すると、接合部の変形抵抗が約 250 MPa に低下することで 250 MPa の接合圧力下で塑性変形が可能になり、4 mm の寄り代となるまでバリが排出されると、電流と接合圧力の印加を停止することで接合が完了する。このように、接合圧力によって接合温度を決定することができる。材料の変形抵抗の温度依存性に基づいて接合圧力を設定することで、中炭素鋼を A_1 点以下の低い温度で接合することに成功した。加えて、電流値は昇温速度と接合時間に影響を及ぼすが、最高到達温度には影響を及ぼさないことが明らかとなった。



(a)



(b)

図 4.4（a）3000 A、4000 A および 5000 A の異なる電流で行った接合実験中に測定された温度履歴、（b）得られた温度履歴から導出された最高到達温度と昇温速度（100 ℃～600 ℃）

SEM を用いて、異なる電流で作製された継手の接合界面微細組織を観察した結果を図 4.5 に示す。すべての接合条件で、接合界面に微細なフェライト等軸晶と棒状または粒状のセメンタイトを含むパーライトからなる微細組織が形成している。これらの結果は、接合界面において動的再結晶が進行することでフェライトが微細化され、パーライト中のラメラ状セメンタイトが棒状や粒状に粉砕されたことを示している。一方で、赤い点線の楕円に示されるように、接合界面で欠陥の形成が観察された。図 4.5b の黄色点線の長方形で示された 4000 A の接合界面を図 4.5b'に拡大している。接合界面には、良好に密着した接合部と未接合部の両方が存在する。密着した接合部では、元の接合面に由来すると思われる酸化物粒子が連続かつ直線的に存在している。一方で、これらの酸化物粒子は、結晶粒界ではなく結晶粒内に存在している。

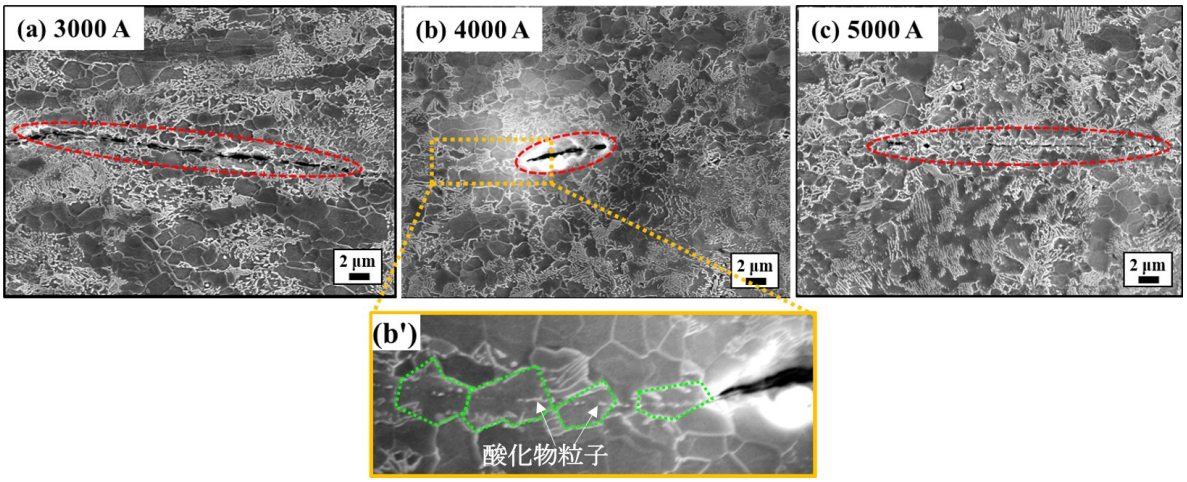


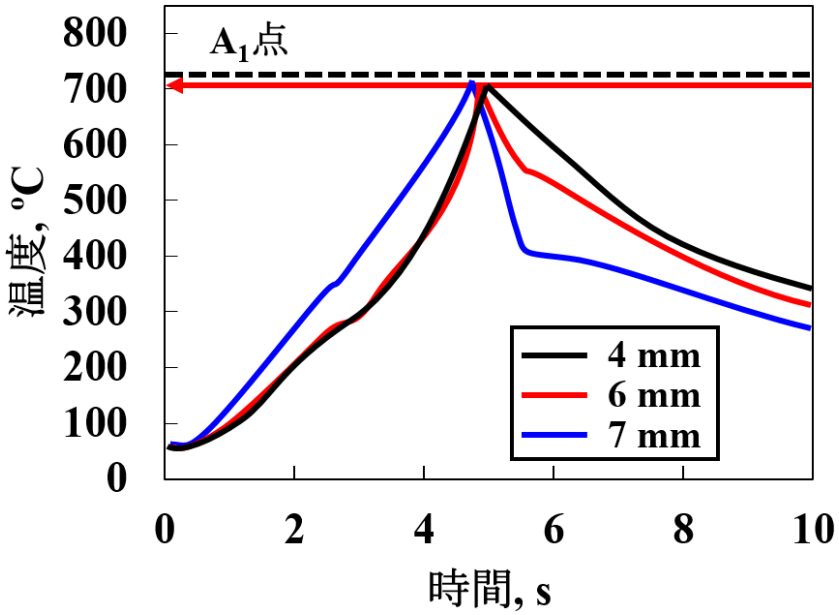
図 4.5（a）3000 A、（b）―（b’）4000 A および（c）5000 A の電流で作製した継手の接合界面の SEM 観察結果

接合面に存在した酸化膜が微細な酸化物粒子に粉砕されると共に、半径方向への変形に伴って分散することで新生面が形成され、その後、両材料における新生面が密着して原子的に結合することで新しい結晶粒界が形成される。また、この結晶粒界が再結晶や結晶粒成長に伴い移動することで、小さな酸化物粒子が結晶粒内に分布した状態になったと推測される[19]。

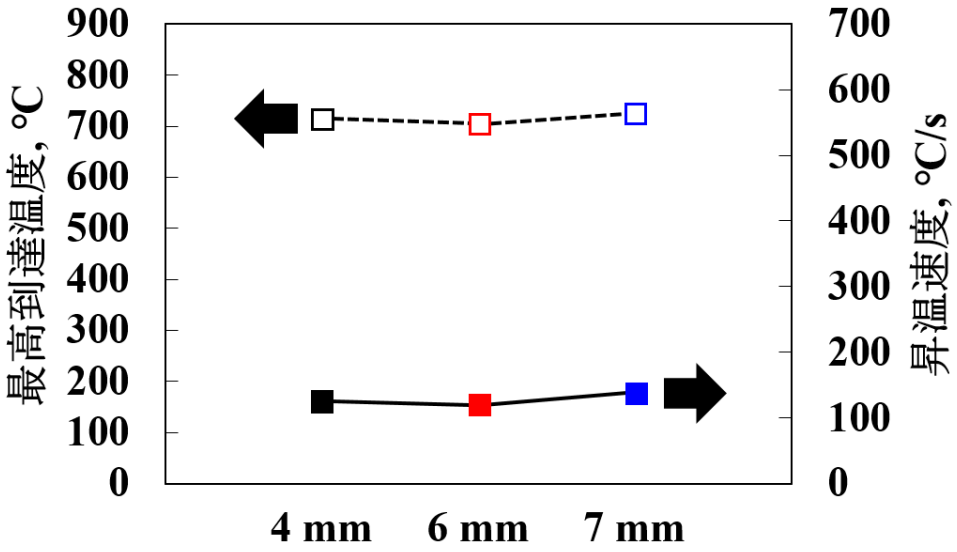
4.3.2　継手の機械的性質と微細組織に及ぼす寄り代の影響

4.3.1 章において、接合界面の変形は、酸化膜の粉砕と分散、新生面の形成、両接合面の密着と原子結合および接合界面での欠陥の除去に重要な役割を果たしていることが示された。当該結果に基づいて、250 MPa の接合圧力と 3000 A の電流を一定とし、接合界面の変形を促進するために寄り代を 4 mm、6 mm および 7 mm に増加させて接合実験を行った。各条件における接合プロセス中の熱履歴を図 4.6a に示す。最高到達温度と 100 ℃から 600 ℃までの昇温速度を図 4.6b に示す。各条件で、接合温度は 120 ℃/s の昇温速度で約 700 ℃の最高値まで上昇した後に下降するという、同様の傾向が示されている。これ

らの結果は、寄り代は圧力制御通電圧接プロセスにおける最高到達温度と昇温速度のいずれにも影響を与えないことを示している。



(a)



(b)

図 4.6（a）4 mm、6 mm および 7 mm の寄り代での接合実験中に測定された熱履歴、（b）熱履歴から導出された最高到達温度と昇温速度（100 ℃～600 ℃）

図4.7に、異なる寄り代で作製した接合部縦断面のマクロ写真を示す。寄り代を4 mm、6 mm および 7 mm とした場合の接合界面の直径は、13.7 mm、16.3 mm および 18.4 mm となっている。寄り代の増加によって接合界面の変形が促進され、接合界面面積が拡大している。寄り代 7 mm で作製した継手と寄り代 4 mm で作製した継手を比べると、接合界面の直径は約 180 %拡大されている。

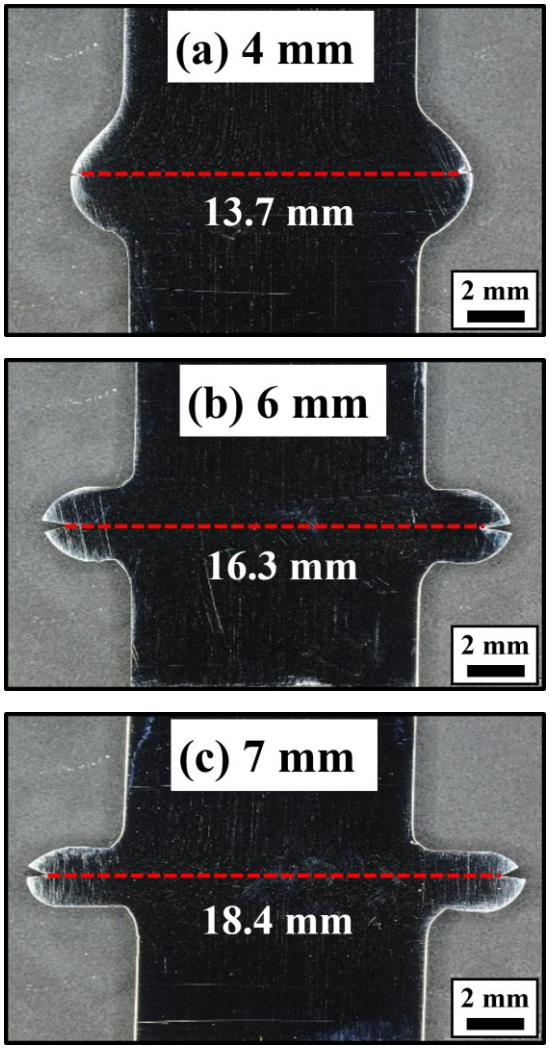


図 4.7（a）4 mm、（b）6 mm および（c）7 mm の寄り代で作製した継手の縦断面のマクロ写真

異なる寄り代で作製した継手の接合界面の中心部と外周部における微細組織を SEM により観察した結果を図 4.8 に示す。すべての条件で得られた接合界面中心部において、マルテンサイトは観察されず、微細なフェライト結晶粒と棒状および粒状のセメンタイトを含むパーライトからなる微細組織が形成されている。これは A_1 点以下の接合温度で再結晶が起こったことに起因している。図 4.8a と b の赤い楕円で示すように、寄り代 4 mm で作製した継手の接合界面には、多くの欠陥が観察されたが、寄り代の増加とともに欠陥が部分的に抑制され、図 4.8c に示すように、寄り代 7 mm では欠陥が完全に消失した。この結果から、寄り代が短い場合には、材料の接合面は十分に変形できず、原子間結合のための新生面生成と密着が不十分となり、界面に欠陥が形成することが明らかとなった。寄り代の増加は、接合面をさらに変形させて酸化膜の粉砕および分散を促進する。また、新生面の形成を促進し、接合面間の密着性を高め、良好な原子間結合を実現するとともに、界面の欠陥生成を抑制することに寄与する。各条件での接合界面中心部と外周部は同様な微細組織を示しており、これは全ての接合条件において、接合界面全域で均一な入熱が得られていることを示している。

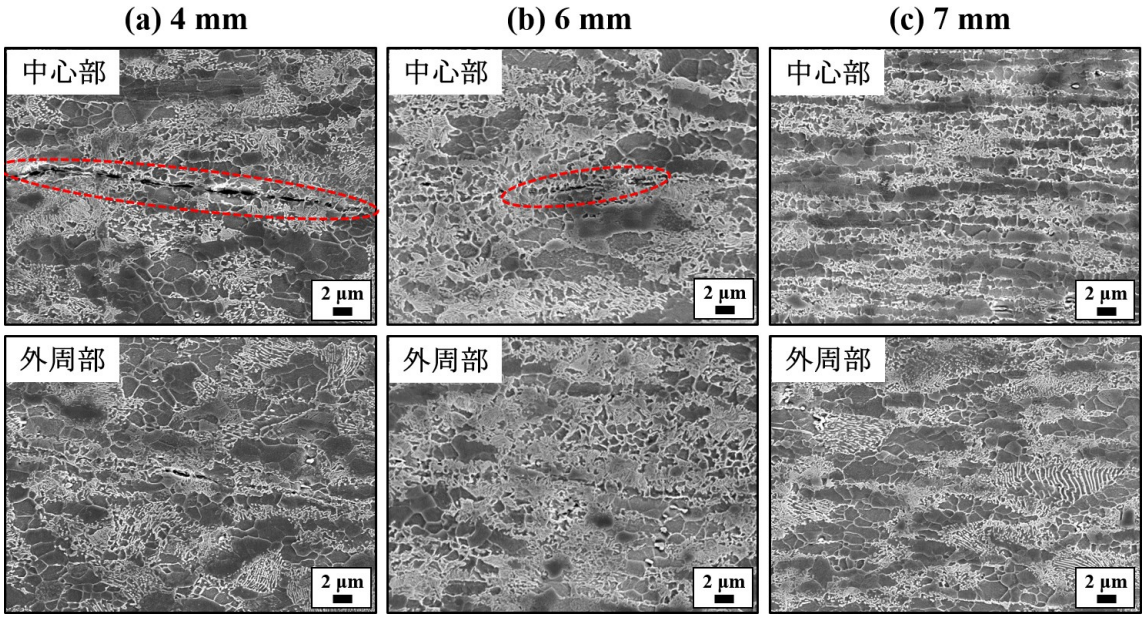
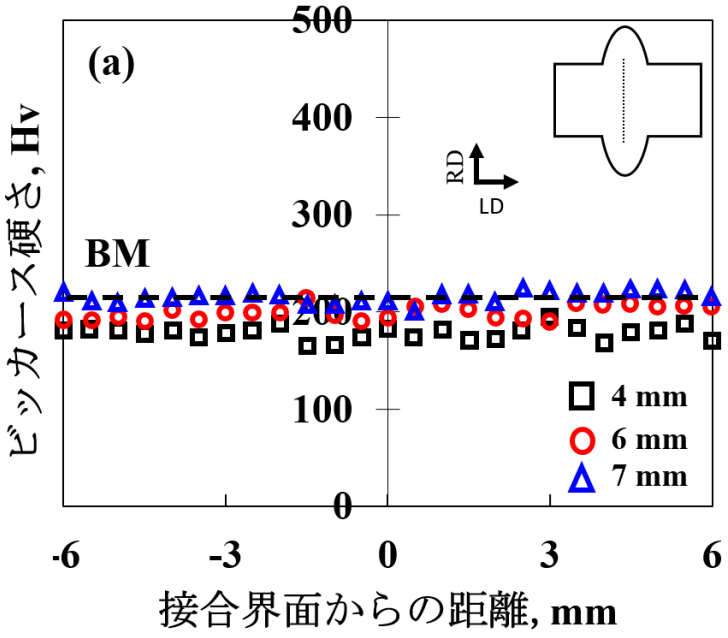


図 4.8（a）4 mm、（b）6 mm および（c）7 mm の寄り代で作製した接合界面の中心部と外周部の SEM 微細組織

図 4.9 に、異なる寄り代で作製した継手の接合界面における、半径方向と縦軸方向に沿った硬さ分布を示す。すべての条件において、接合界面の半径方向に沿ってほぼ同じ硬さとなっている。これは、上記の微細組織観察結果に示すように、寄り代の変化にも関わらず、接合界面に沿って入熱が均一であることを示唆している。寄り代 4 mm で得られた接合界面の硬さは母材の硬さよりも低くなっているが、接合部の硬さは寄り代の増加に伴い増加し、寄り代 7 mm で得られた接合界面の硬さは、母材の硬さに到達している。一方で、縦軸方向に沿って測定した硬さ分布においても、寄り代 4 mm の場合には、接合界面付近で軟化しているが、この軟化は寄り代の増加とともに徐々に抑制された。寄り代 7 mm の場合は、縦軸方向に沿って最も均一な硬さ分布が得られている。



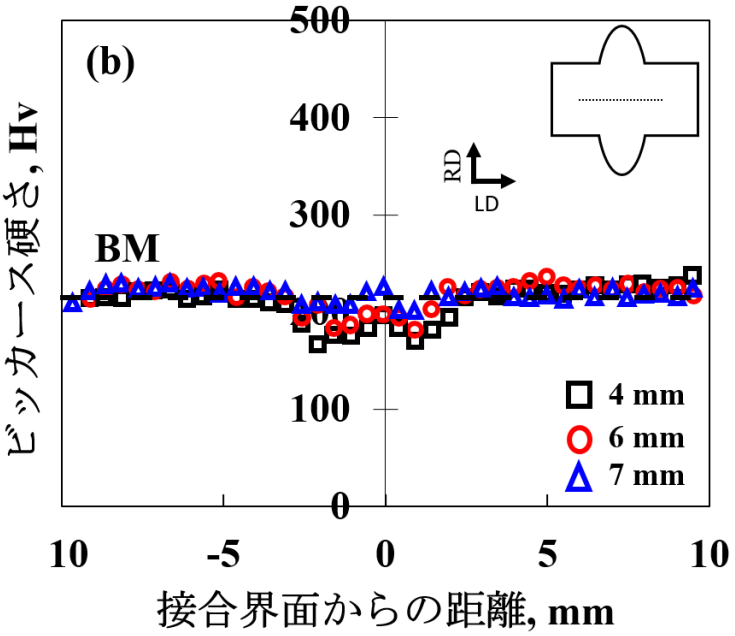


図 4.9　4 mm、6 mm および 7 mm の寄り代で作製した接合界面における（a）半径方向に沿った硬さ分布や（b）縦軸方向に沿った硬さ分布

硬さ分布の結果を理解するために、EBSD 分析を用いて接合界面における微細組織を調べた。図 4.10 は、母材と異なる寄り代で作製された継手の接合界面中心部における逆極点図（IPF；Inverse pole figure）と KAM マップ（KAM；Kernel Average Misorientation）である。IPF では、高角粒界（HAGBs；方位差θ≧15°）を黒線、低角粒界（LAGBs、15°>θ>2°）を赤線で示している。母材の平均粒径は 10.4 μm であり、寄り代 4 mm、6 mm および 7 mm での平均粒径はそれぞれ 3.4 μm、2.8 μm および 1.7 μm である。すべての接合界面は、細長い結晶粒と等軸結晶粒で構成される微細組織を示している。低角粒界で形成された亜構造と低角粒界から高角粒界への変化は、細長い結晶粒において顕著に観察されるが、等軸晶においては低角粒界がほとんど見られない。これらの結果は、すべての接合界面において連続的な動的再結晶が発生し[20, 21]、寄り代の増加に伴い再結晶が促進され、寄り代 7 mm で最も微細な結晶粒が形成されたことを示唆している。各寄り代で得ら

れた熱履歴が似ているため、接合界面における異なる微細組織の形成は、寄り代の変化による導入ひずみの変化に起因すると考えられる。

寄り代 4 mm での結晶粒径は、他の寄り代条件と比べると大きいが、母材よりもはるかに小さいため、接合界面で発生した軟化現象を説明することは難しい。KAM マップにおいて、大きなひずみが母材に含まれていることが観察される。接合後、これらのひずみが回復と再結晶により解放されるため、結晶粒が大幅に微細化されるにもかかわらず、軟化したと考えられる。寄り代 7 mm で得られた接合界面は、半径方向と縦軸方向の両方向に沿って明らかな軟化や硬化が生じておらず、最も均一な硬さ分布を示している。このような優れた硬さ分布は、回復または再結晶に伴うひずみ解放による軟化と結晶粒微細化や転位密度の増加による強化の重畳によって得られており、構造体の設計にとっては非常に有益である。

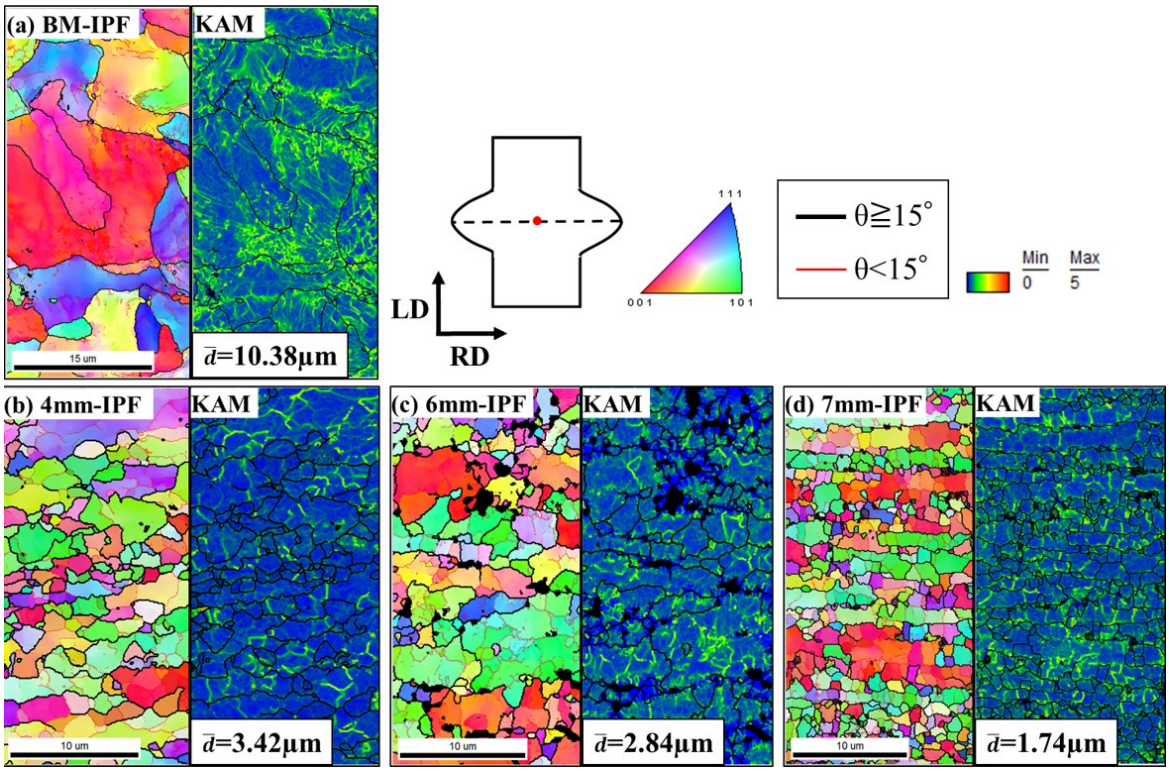
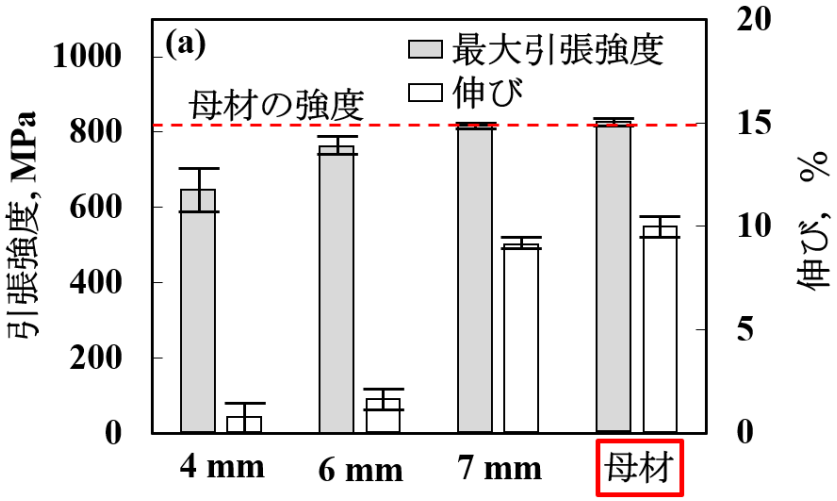


図 4.10　母材と 4 mm、6 mm および 7 mm の寄り代で作製した接合部の中心での逆極点図（IPF）およびカーネル平均方位差（KAM）マップ

異なる寄り代で作製した継手の引張特性と破断後試験片の写真を図 4.11 に示す。継手の引張強度と伸びは、寄り代の増加とともに増加した。寄り代 4 mm と 6 mm で得られた継手はいずれも母材より引張強度と伸びが低く、接合界面で破断したが、寄り代 7 mm で作製した継手の引張強度と伸びは母材に匹敵し、母材破断を実現した。前述したように、寄り代 4 mm および 6 mm では、接合界面の変形が酸化物の粉砕や分散、新生面の形成、そして両接合面の密着と原子結合を達成することに対して十分ではなかったため、接合界面において欠陥および未接合部が残存しており、引張荷重が加えられる中でこれらの欠陥に応力が集中して亀裂の発生が促進される。一方で、寄り代を 7 mm に増加した場合には、接合界面の欠陥が完全に除去されただけでなく、顕著な結晶粒微細化とひずみの導入による半径方向と縦軸方向の両方に沿った均一な硬さ分布により、接合界面およびその近傍における応力集中が回避される。その結果、母材破壊が達成され、母材に匹敵する機械的性質を有する継手の作製に成功した。



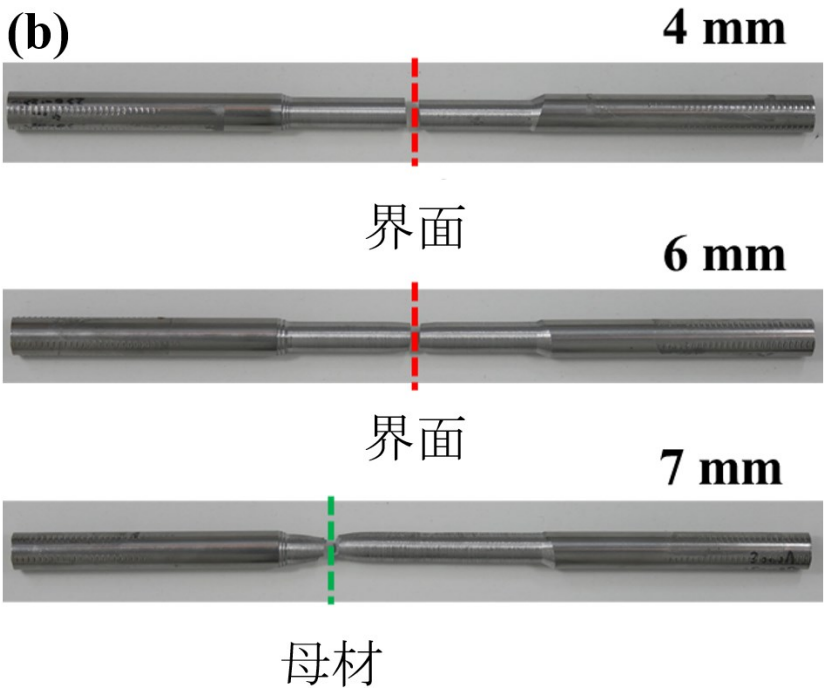


図 4.11（a）母材と 4 mm、6 mm および 7 mm の寄り代で作製した接合部の引張特性、（b）各寄り代条件に対応する継手の破断位置

4.4　まとめ

開発した圧力制御通電圧接を用いて、低温での接合を試みた結果、以下のような結論が得られた。

接合温度は接合圧力によって決定することができ、電流および寄り代は圧力制御通電圧接における接合温度に影響を及ぼさないことが明らかとなった。また、圧力制御通電圧接では電気抵抗熱を熱源として利用しているため、接合界面全域への均一な入熱と、それによる均一な硬さ分布を実現することができる。

本章では、脆いマルテンサイトの生成、熱影響による軟化領域の形成および接合界面の欠陥を抑制し、母材と同等の引張特性を有する S45C の圧力制御通電圧接継手を得ることに成功した。高い接合圧力を加えて A_1 点以下の低い接合温度を実現するとともに、接合

界面の変形を促進することで、界面組織を顕著に微細化することに加えて大きなひずみを導入した。その結果、接合部の軟化が抑制され、接合界面の欠陥が除去された。

4.5　第 4 章の参考文献

[1] D.K. Matlock, J.G. Speer, Third generation of AHSS: microstructure design concepts, in: A. Haldar, S. Suwas, D. Bhattacharjee (Eds.), Microstructure and texture in steels, Springer, London, 2009, pp. 185-205.

[2] G. Jha. S. Das, S. Sinha, A. Lodh, A. Haldar, Mater. Sci. Eng. A 561 (2013) 394-402.

[3] A. Grajcar, R. Kuziak, W. Zalecki, Arch. Civ. Mech. Eng. 12 (2012) 334-341.

[4] H. Aydin, E. Essadiqi, I.H. Jung, S. Yue, Mater. Sci. Eng. A 564 (2013) 501-508.

[5] M.R. Nekouie Esfahani, J. Coupland, S. Marimuthu, Int. J. Adv. Manuf. Technol. 80 (2015) 1449-1456.

[6] H.L. Li, D. Liu, Y.Y. Song, Y.T. Yan, N. Guo, J.C. Feng, J. Mater. Process. Technol. 249 (2017) 149-157.

[7] D. Deng, Mater. Des. 30 (2009) 359-366.

[8] H. Fujii, L. Cui, N. Tsuji, M. Maeda, K. Nakata, K. Nogi, Mater. Sci. Eng. A 429 (2006) 50-57.

[9] L. Cui, H. Fujii, N. Tsuji, K. Nogi, Script. Mater. 56 (2007) 637-640.

[10] N.S. Kalsi, V.S. Sharma, Int. J. Adv. Manuf. Technol. 57 (2011) 957-967.

[11] T.C. Nguyen, D.C. Weckman, Metall. Mater. Trans. B 37 (2006) 275-292.

[12] R. Paventhan, P.R. Lakshminarayanan, V. Balasubramanian, Mater. Des. 32 (2011) 1888-1894.

[13] M. Sahin, J. Mater. Process. Technol. 168 (2005) 202-210.

[14] S.T. Selvamani, K. Palanikumar, Measurement 53 (2014) 10-21.

[15] P. Li, H.G. Dong, Y.Q. Xia, X.H. Hao, S. Wang, L.W. Pan, J. Zhou, J. Manuf. Process. 33 (2018) 54-63.

[16] E.P. Alves, C.Y. An, F.P. Neto, E.F. dos Santos, Front. Aerosp. Eng. 1 (2012) 20-26.

[17] Y. Aoki, R. Kuroiwa, H. Fujii, G. Murayama, M. Yasuyama, Tetsu-to-Hagane 103 (7) (2017) 422-428.

[18] R. Kuroiwa, H.H. Liu, Y. Aoki, S. Yoon, H. Fujii, G. Murayama, M. Yasuyama, Sci. Technol. Weld. Join. 25 (2020) 1-9.

[19] H.H. Liu, K. Ushioda, H. Fujii, Acta Mater. 166 (2019) 324-334.

[20] H.H. Liu, H. Fujii, Mater. Sci. Eng. A 711 (2018) 140-148.

[21] H.H. Liu, K. Ushioda, H. Fujii, Mater. Charact. 145 (2018) 490-500.

第 5 章　圧力制御通電圧接によるアルミニウム合金の接合

5.1　緒言

アルミニウムは比強度が高く耐食性にも優れる材料であり、広範囲の合金組成、熱処理および加工硬化などの後処理を通じて、様々な用途に適した特性を発現させることができる。[1-3]。その中でも、5000 系アルミニウム合金を含む非熱処系理合金は、圧延など冷間加工によっ て材料の強度を向上させることができ、低温環境での機械的性質や海水中での耐食性を求める分野で広く使用されている[1]。

しかしながら、高温では凝固時の亀裂の発生や脆性共晶相、第 2 相粒子および粗大なデンドライト相の形成などにより機械的強度が低下するため、溶融溶接の適用は限定的である[4-6]。したがって、低温で接合が可能な拡散接合[7-9]、摩擦攪拌接合[10-15]、線形摩擦接合[16, 17]、摩擦圧接[18-22]などの固相接合法が、熱影響部の形成や脆性相の生成を抑制できる接合法として期待されている。

ここで、アルミニウムは表面に強固な酸化皮膜を形成するため、拡散接合は困難である[7, 8]。また、塑性変形により元の表面をバリとして系外に排出する摩擦圧接においては、変形量が足りない場合は高い継手強度が得られない[18, 19]。また、加工硬化処理された非熱処理系アルミニウム合金の場合には、固相接合を用いた場合であっても転位密度の低下による熱影響部の軟化領域形成を回避することは難しい[13-15]。

これに対して、Choi ら[17]は AA6061-T6 の線形摩擦接合において、高い接合圧力を付与することにより接合温度を著しく低下させ、熱影響軟化領域の形成を抑制することで 100 %の接合効率を有する継手が得られることを報告している。そこで本研究では、低温で均一な接合温度分布の形成が可能な圧力制御通電圧接を用いて、アルミニウム合金 AA5052-H34 丸棒の同種接合を試みた。

5.2　実験方法

H34 加工硬化処理した直径 10 mm、長さ 108 mm の AA5052（2.5 wt% Mg-0.25 wt% Cr-0.12 wt% Fe-0.06 wt% Si-0.02 wt% Mn-0.01 wt% Cu-bal. Al）丸棒を供試材として用いた。アルミニウムは熱伝導率が高く抵抗が小さいため、圧縮変形する際の面積増加に伴って電流密度減少による入熱量の低下や熱の拡散が起こりやすい。そこで、当該現象を抑制するために、図 5.1 で示すように、接合面の断面積を母材の断面積よりも小さくするテーパ加工を実施した。接合面の断面積は母材の ϕ10 に対して ϕ7 とし、電流密度が 2 倍になるようにした。接合前に被接合界面を旋盤で加工し、アセトンで洗浄した後、大気中で乾燥させた。接合条件は表 5.2 に示すように、電流 4500 A、寄り代 11 mm に固定し、接合圧力を 100 MPa、160 MPa、180 MPa、200 MPa、寄り速度を 50 mm/s、100 mm/s、150 mm/s に設定した。接合温度履歴には、斜面になっているテーパ形状試験片の温度を正確に測定するために黒体塗料を塗布することで、試料の放射率を一定とし、熱画像カメラ（CPA-T640、CHINO）を用いて、30 fps のフレームレートと 0.94 の放射率で測定した。

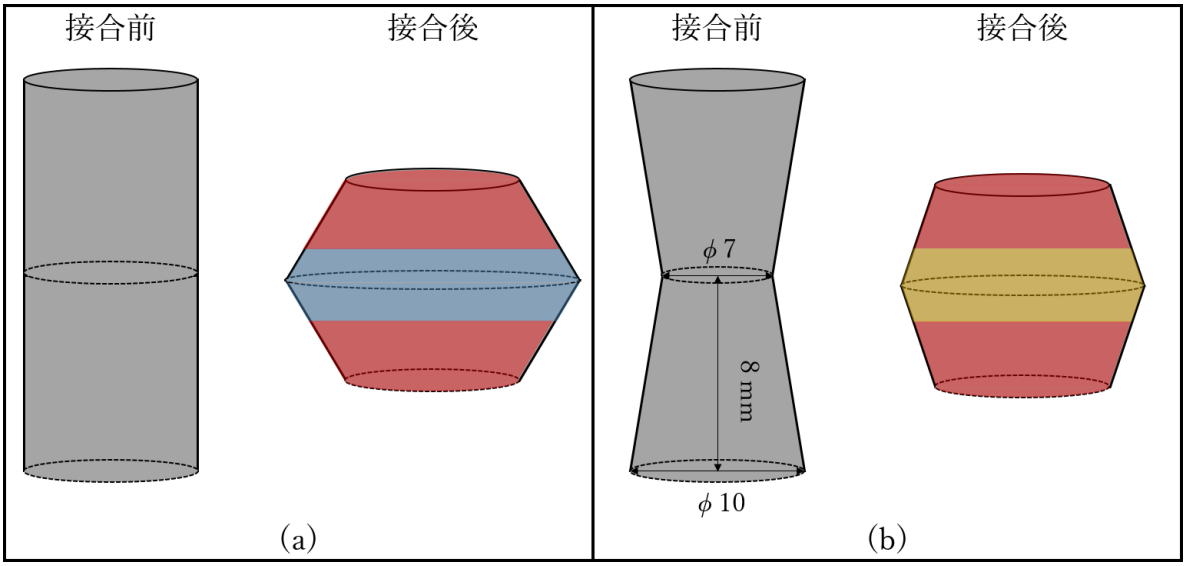


図 5.1　試験片の形状模式図 (a)テーパなし, (b)テーパあり

表 5.1 AA5052 の圧力制御通電圧接条件

No.	接合圧力, MPa	電流, A	寄り代, mm	寄り速度, mm/s
1	180	4500	11	50
2	180	4500	11	100
3	180	4500	11	150
4	100	4500	11	150
5	160	4500	11	150
6	200	4500	11	150

接合した継手は図 5.2a で示すように、放電加工機を使用して硬さ試験片と微細組織観察試験片を切り出し、OPS 懸濁液まで機械研磨を行った。硬さ試験はビッカース硬さ試験機（FM-300、FUTURE-TECH）を使用して、図 5.2a で示すように継手界面の中心から縦方向のビッカース硬さ分布（荷重：0.98 N、保持時間：15 s）を測定した。継手の引張特性は、図 5.2b に示すように直径 5 mm、平行部長さ 60 mm の丸棒試験片を旋盤加工により作製して、引張試験機（Autograph AG-10TB、島津）を用いて 1 mm/min のクロスヘッド速度で実施した。

また、FE-SEM（JSM-7001FA、JEOL）を使用して接合界面を半径方向に沿って観察した。加えて、-30 ℃の温度と 15 V の電圧条件で、硝酸 30 %+メタノール 70 %の溶液で 50 秒電解研磨した観察試料を使用して EBSD 分析を行い、データは TSL 社の OIM（Orientation Imaging Microscopy、ver.5.31）を用いて解析した。

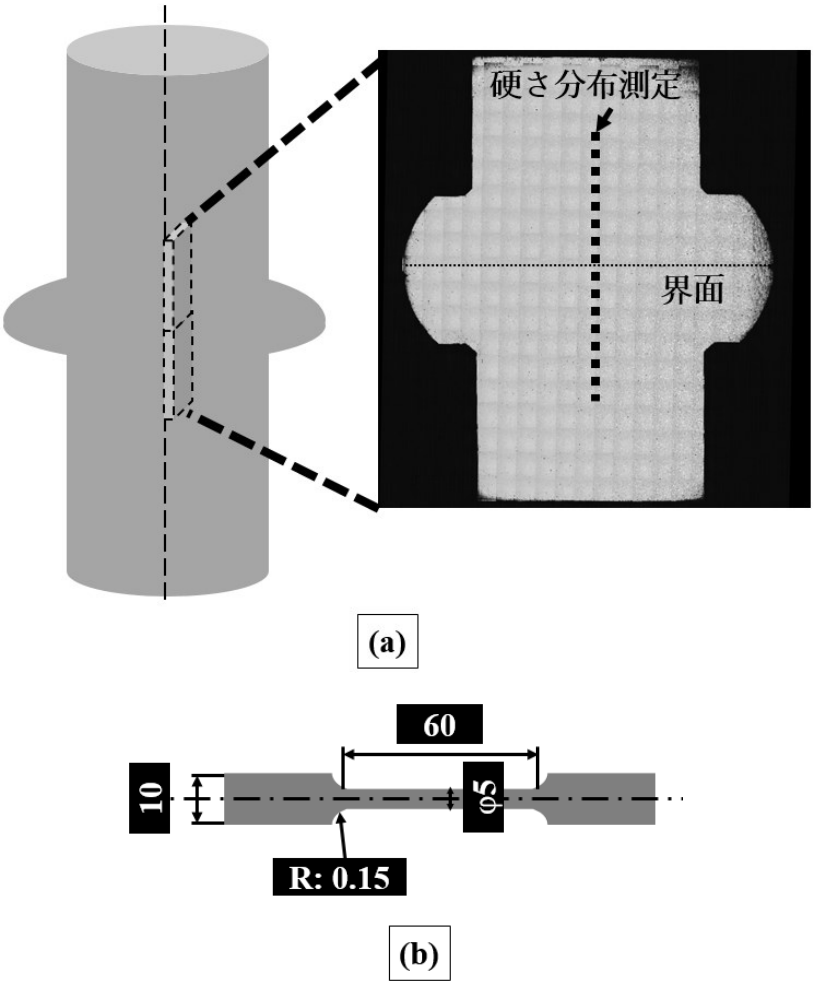


図 5.2（a）硬さ試験および微細組織観察試験片（b）圧力制御通電圧接継手の引張試験片の模式図

5.3　実験結果および考察

5.3.1　継手の微細組織と機械的性質に及ぼす寄り速度の影響

50 mm/s、100 mm/s、150 mm/s の寄り速度で圧力制御通電圧接を行った場合の、圧縮変形中の接合温度履歴の測定結果を図 5.3 に示す。この時、接合圧力は 180 MPa である。接合温度は原理的に接合圧力によって決定されるが、接合界面積の拡大に伴って昇温速度

が徐々に低下し、65 mm²（元の接合界面積：38.5 mm²）以上に増加すると接合温度が殆ど上昇していない。また、接合界面積の更なる増加に伴って、接合温度が僅かに低下していることが確認できる。これは、接合界面積増加に伴う電流密度の減少によって入熱量が低下するとともに、熱伝導率が高いアルミニウム材では抜熱速度が速いことが原因であると考えられる。ここで、接合温度の低下は寄り速度の増加により小さくなり、150 mm/s では接合温度が殆ど変化していない。50 mm/s では接合後に継手が直ぐに分離したが、これは圧縮変形中の抜熱量が多く、接合温度が低すぎたためであると思われる。図 5.4 に、異なる寄り速度で作製した継手の外観写真を示す。最終的な接合界面直径は寄り代で決定されるため、全ての継手で接合界面直径は 22 mm となっている。

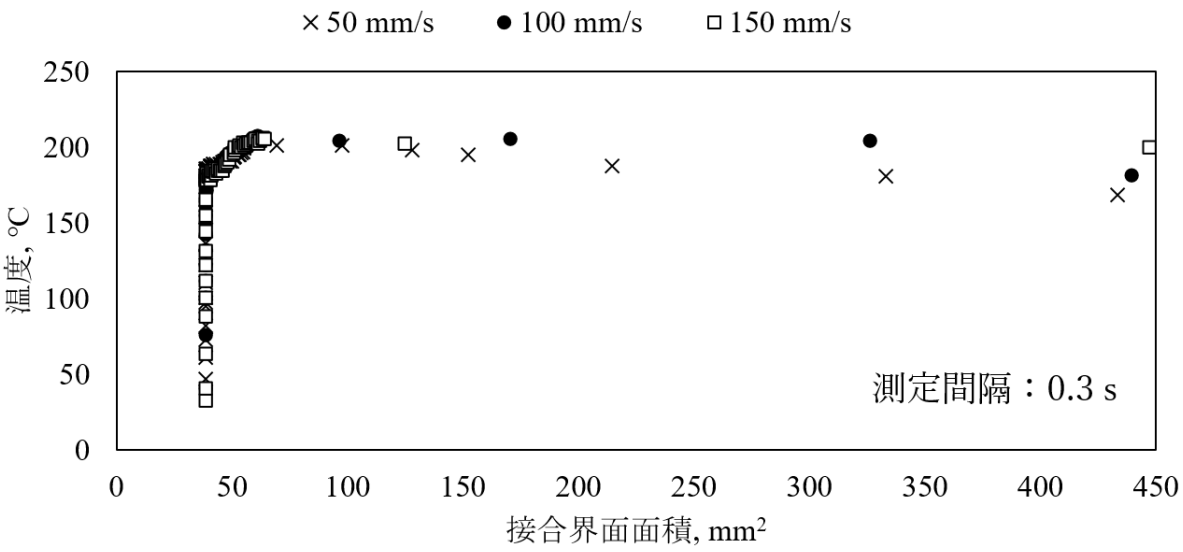


図 5.3　0.3 秒の時間間隔で測定した接合界面積と接合温度の関係（接合圧力 180 MPa）

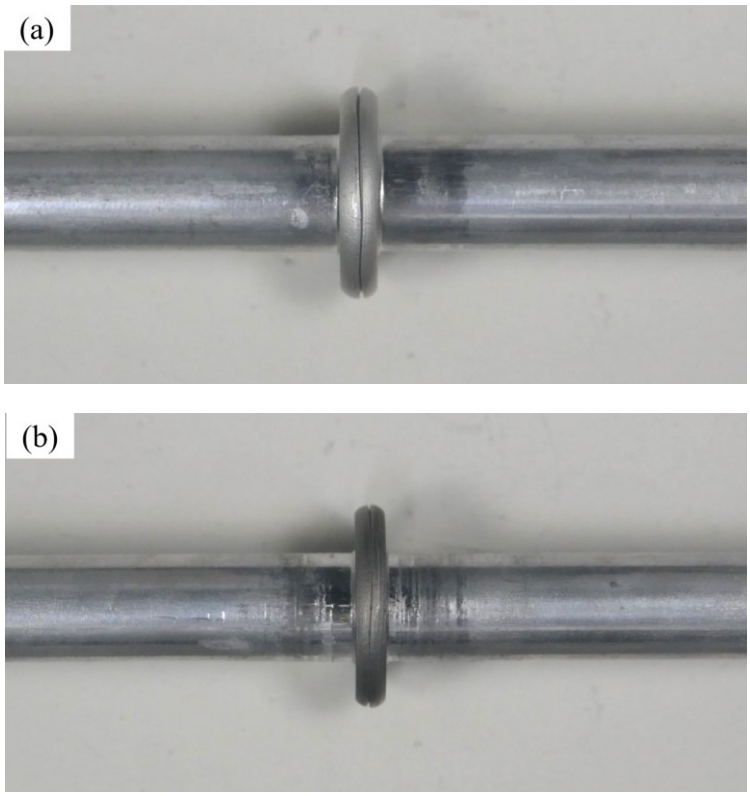


図 5.4 （a）100 mm/s、（b）150 mm/s で作製した継手の外観写真

各寄り速度で得られた継手の接合界面を SEM を用いて観察した結果を図 5.5 に示す。図 5.5a に示すように、寄り速度 100 mm/s では接合界面全域に未接合部が点在することが観察された（赤枠領域）。これは、寄り段階での接合温度が低いことが原因である。一方、図 5.5b に示すように、所望の接合温度が得られた 150 mm/s では、未接合部が観察されなかった。

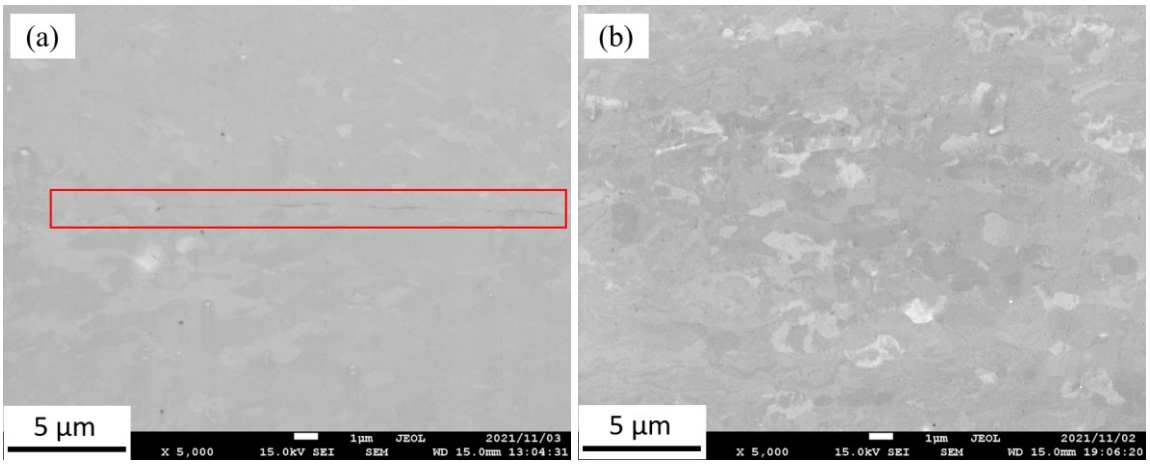


図 5.5（a）100 mm/s、（b）150 mm/s で得られた継手界面の SEM 写真

図 5.6 に異なる寄り速度で得られた接合部の硬さ分布を示す。100 mm/s と 150 mm/s はともに軟化領域がほとんどない同等な硬さ分布を有しており、接合界面近傍は 90 HV 以上まで硬化されている。これは、接合界面で大きな塑性変形が生じるため、動的再結晶による組織微細化や転位の導入が原因である。

異なる寄り速度で作製した継手の引張実験結果を図 5.7 に示す。100 mm/s の引張強度と破断伸びは、それぞれ 180 MPa と 4 %であり、接合界面で破断した。一方で、150 mm/s の場合は、引張強度と破断伸びはそれぞれ 255 MPa と 9 %であり、母材で破断する継手効率が 100 %の継手が得られている。

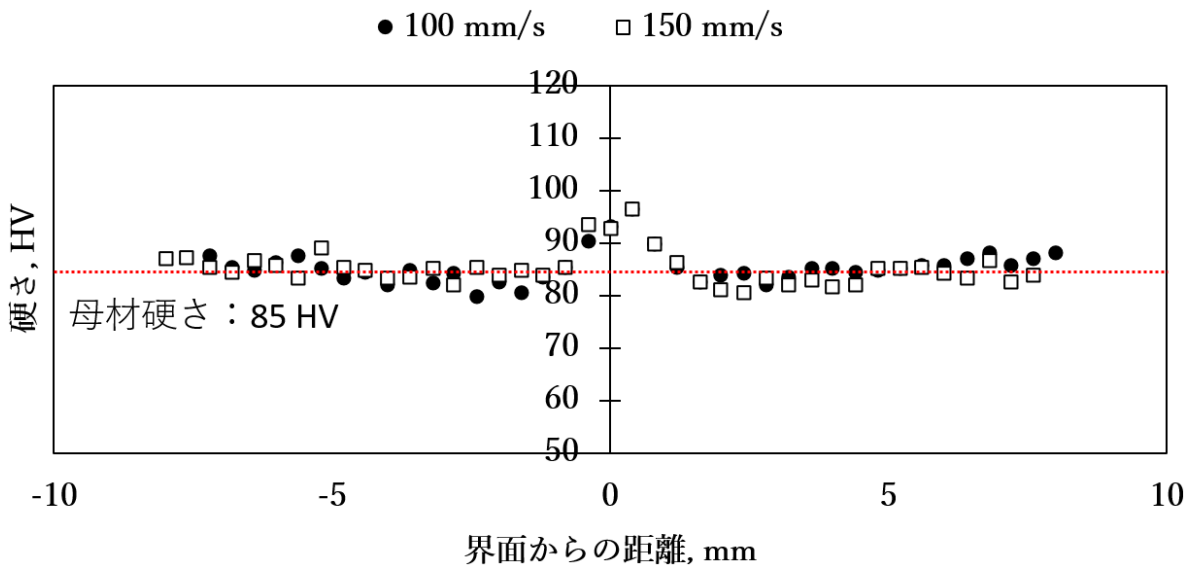


図 5.6 各寄り速度で形成された接合部の硬さ分布

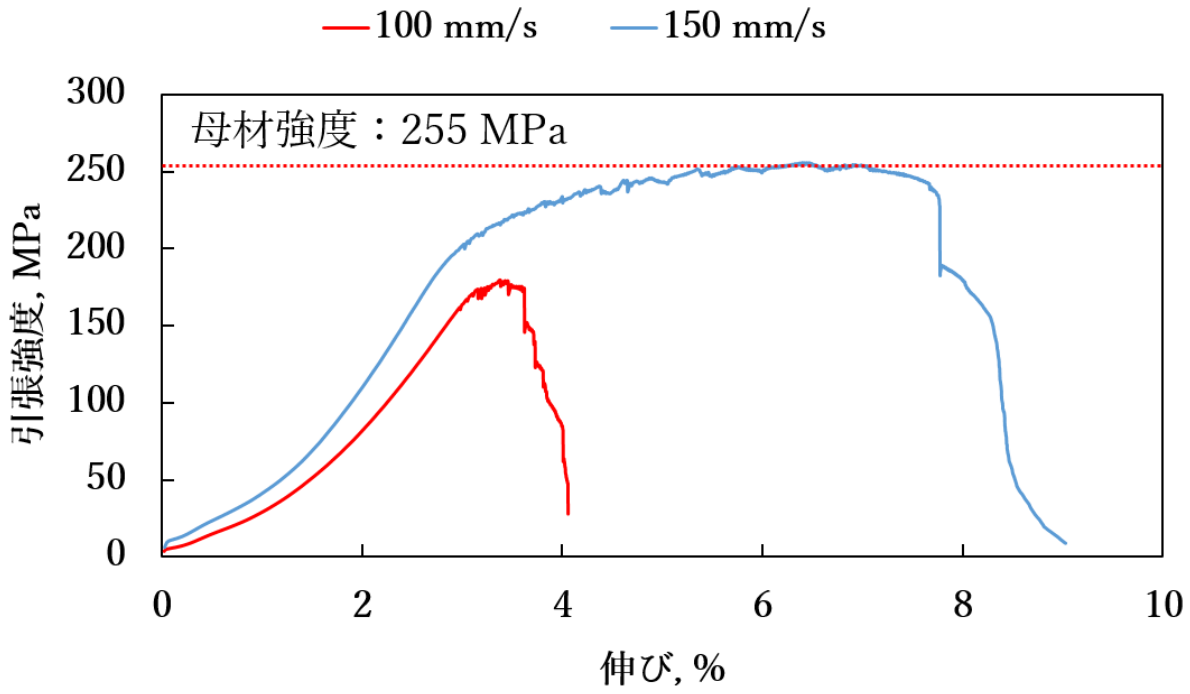
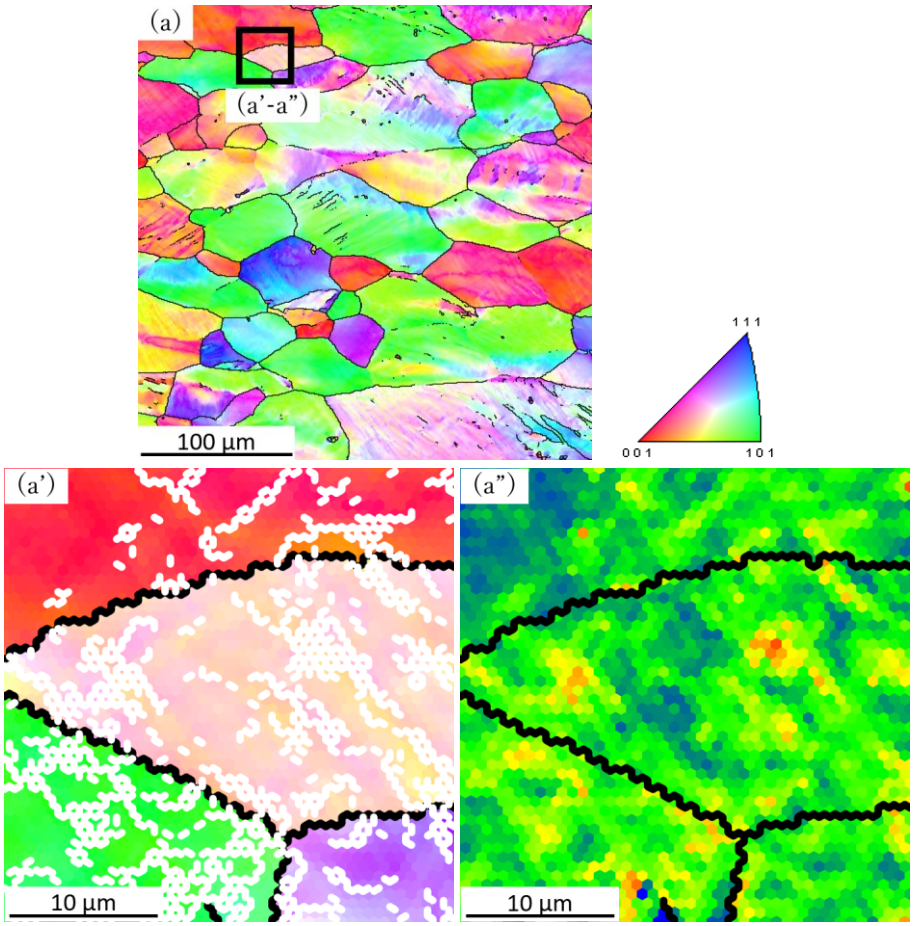


図 5.7 各寄り速度で得られた継手の応力ーひずみ曲線

図 5.8 に EBSD を用いて（a）母材と（b）100 mm/s および（c）150 mm/s で得られた継手の接合界面中心部における逆極点図（IPF；Inverse pole figure）を示す。高角粒界（HAGBs；方位差 $\theta \geqq 15^{o}$）を黒線、低角粒界（LAGBs、$15^{o} > \theta > 2^{o}$）を白線で表示している。加えて、（a”）母材と（b’）100 mm/s および（c’）150 mm/s で得られた継手の GN 転位（Geometrically Necessary Dislocation）の分布を KAM（Kernel Average Misorientation）図で示す。母材では比較的ランダムな方位角を有する平均粒径 63 μm の等軸結晶粒が形成されており、それぞれの寄り速度で得られた継手の接合界面ではランダムな方位角を有する粒径が約 2 μm の顕著に微細化された等軸晶と均一な方位角を有する伸長した結晶粒が認められる。これは、圧力制御通電圧接中、接合界面に激しい圧縮塑性変形と動的再結晶が同時に進行したことを示唆している。

母材と比較して、接合界面の組織は著しく微細化されていることが分かる。ここで、接合界面には伸長した結晶粒も存在するが、これらの結晶粒には亜構造と低角粒界が顕著に観察される。また、寄り速度が 100 mm/s から 150 mm/s に増加すると、伸長した結晶粒の低角粒界が多くなっている。これは、高い寄り速度の場合、より激しい塑性変形が加えられることに起因していると思われる。


(a)
(a'-a")
100 µm
111
001
101
(a')
10 µm
(a")
10 µm

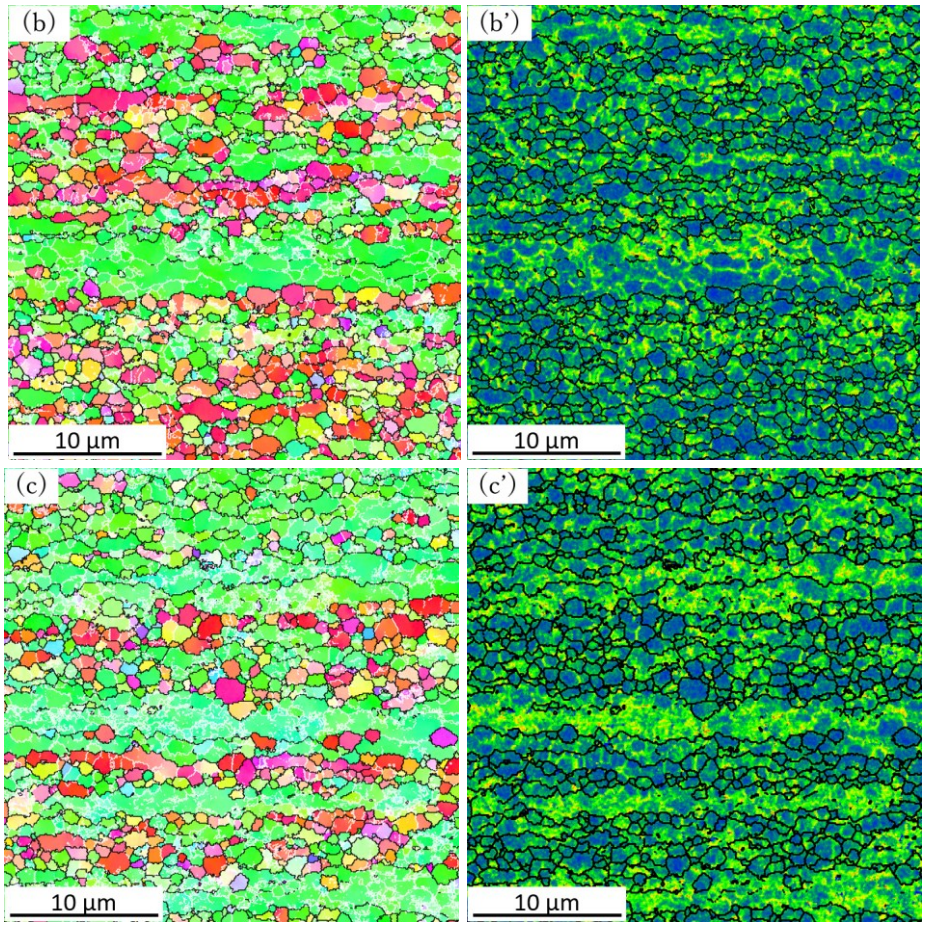


図 5.8（a-a'-a"）母材、（b-b'）100 mm/s および（c-c'）150 mm/s で得られた接合界面における逆極点図（IPF）およびカーネル平均方位差（KAM）マップ

5.3.2　継手の微細組織と機械的性質に及ぼす接合圧力の影響

図 5.9 に、100 MPa と 160 MPa で作製した継手の外観写真と継手の縦断面の光学顕微鏡写真を示す。継手の接合界面直径は共に 22 mm となっている。接合圧力が 200 MPa の場合は接合直後に分離したが、これは接合温度が低過ぎることが原因である。SEM を用いて 100 MPa と 160 MPa で得られた接合界面を観察した結果を図 5.10 に示す。接合界面には欠陥や未接合部は存在していない。

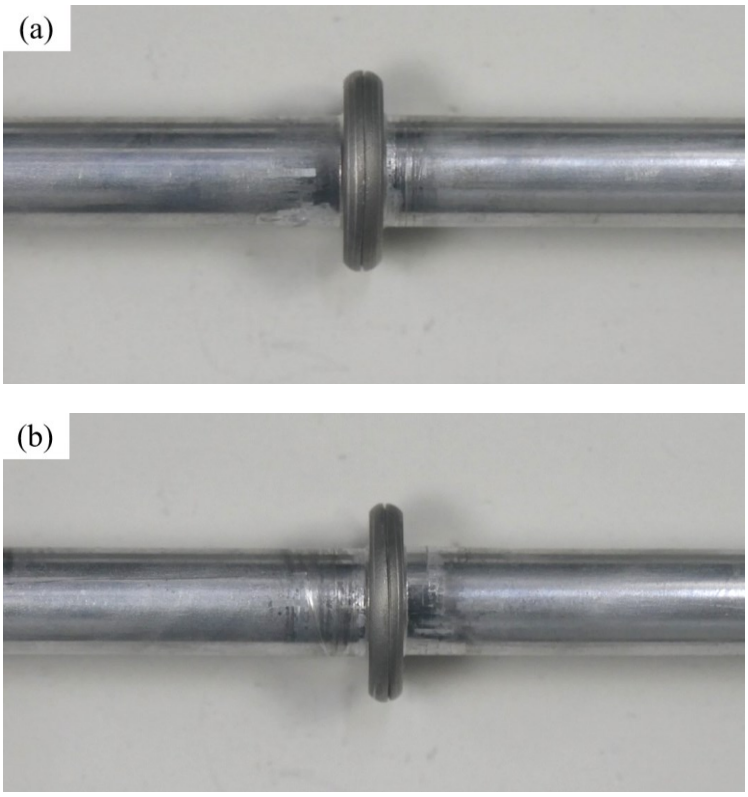


図 5.9（a）100 MPa と（b）160 MPa で作製した継手の外観写真と光学顕微鏡写真

（寄り速度 150 mm/s）

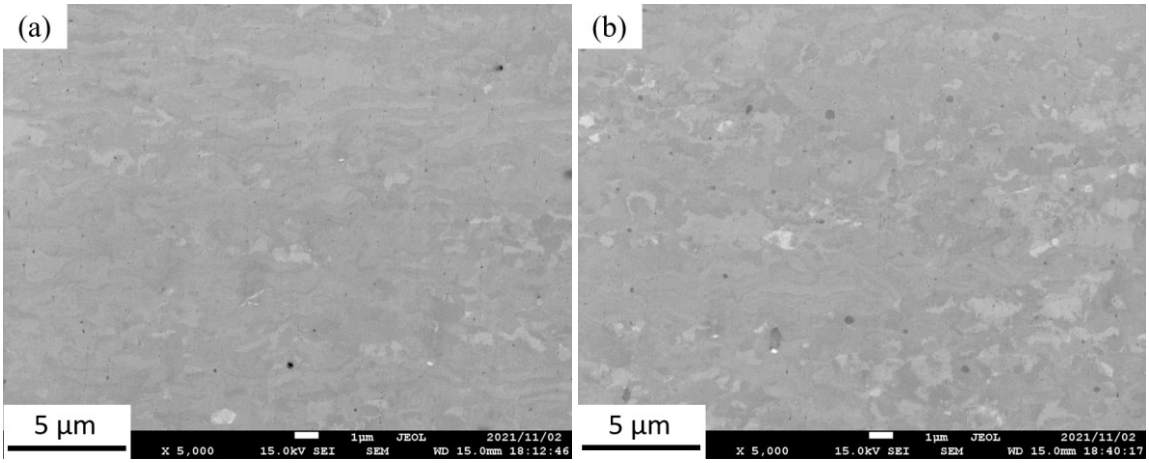


図 5.10（a）160 MPa および（b）180 MPa で得られた接合界面の SEM 観察結果

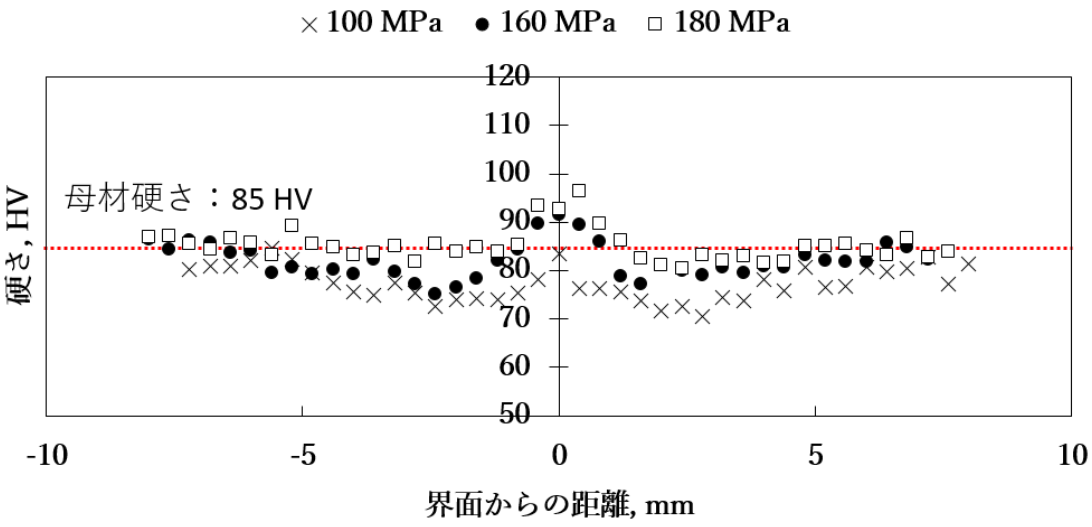


図 5.11 各接合圧力条件に伴う硬さ分布

異なる接合圧力で作製した継手において、接合界面に垂直方向に測定した硬さ分布を図 5.11 に示す。接合圧力の増加に伴い、接合界面近傍の熱影響軟化領域の形成が抑制されていることがわかる。100 MPa では、接合界面を中心に 8 mm 幅の熱影響軟化部が生じ、最小硬さは母材硬さの 85 %となり、接合圧力が 160 MPa に増加すると、熱影響軟化部は接合界面を中心に 6 mm 幅となっており、最小硬さは母材硬さの 90 %となっている。これらに対し、接合圧力が 180 MPa の場合は軟化領域の形成が完全に抑制されている。

図 5.12 に EBSD を用いて（a-a’）100 MPa と（b-b’）160 MPa で得られた継手の接合界面中心部における逆極点図と KAM 図を示す。100 MPa と 160 MPa の接合圧力で得られた接合界面では、約 2 μm の等軸晶や伸長した結晶粒が観察された。接合圧力の増加に伴い、伸長した結晶粒がさらに多く形成しているが、これは高い接合圧力の場合、より低い接合温度で塑性変形が加えられたためである。また、（a-a’）100 MPa、（b-b’）160 MPa および（c-c’）180 MPa で得られた継手の接合界面から縦軸方向に 2 mm 離れた領域における逆極点図と KAM 図を図 5.13 に示す。全ての接合条件で約 60 μm の同等なサイ

ズの等軸晶が形成している。また、接合圧力が 100 MPa から 180 MPa に増加すると、結晶粒内の亜結晶や低角粒界が徐々に多くなることが観察された。

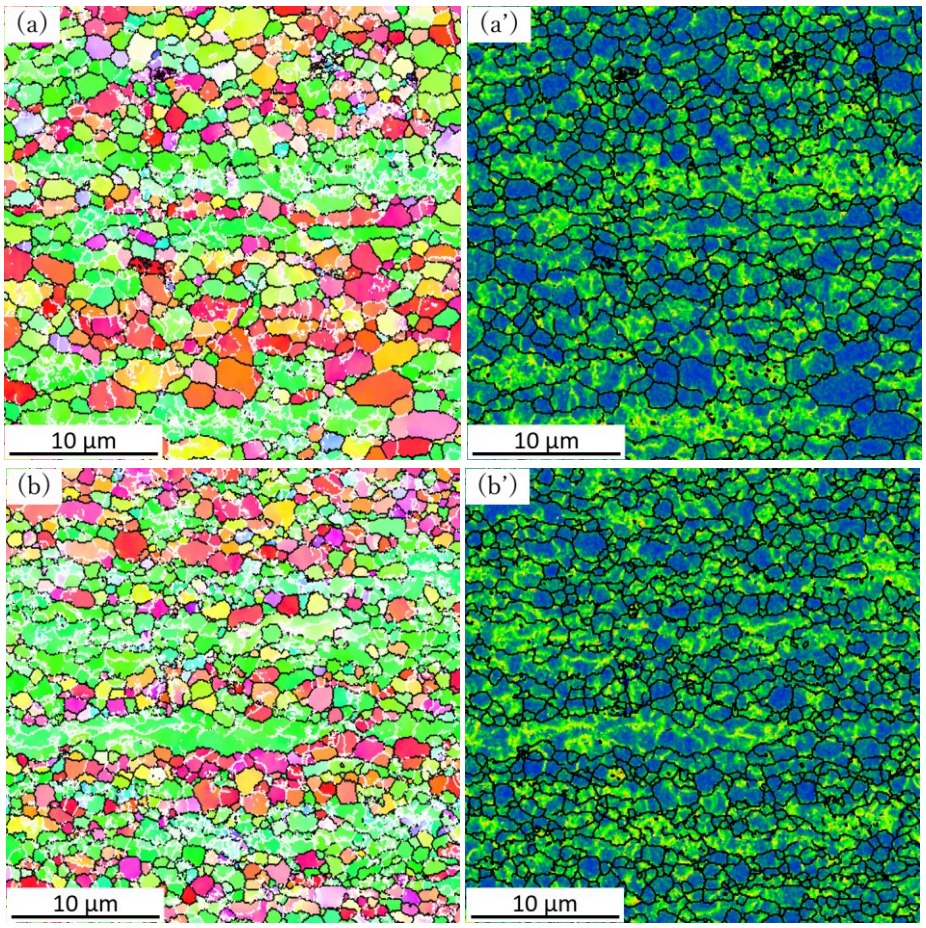


図 5.12（a-a'）100MPa と（b-b'）160MPa で得られた接合界面における逆極点図（IPF）およびカーネル平均方位差（KAM）マップ

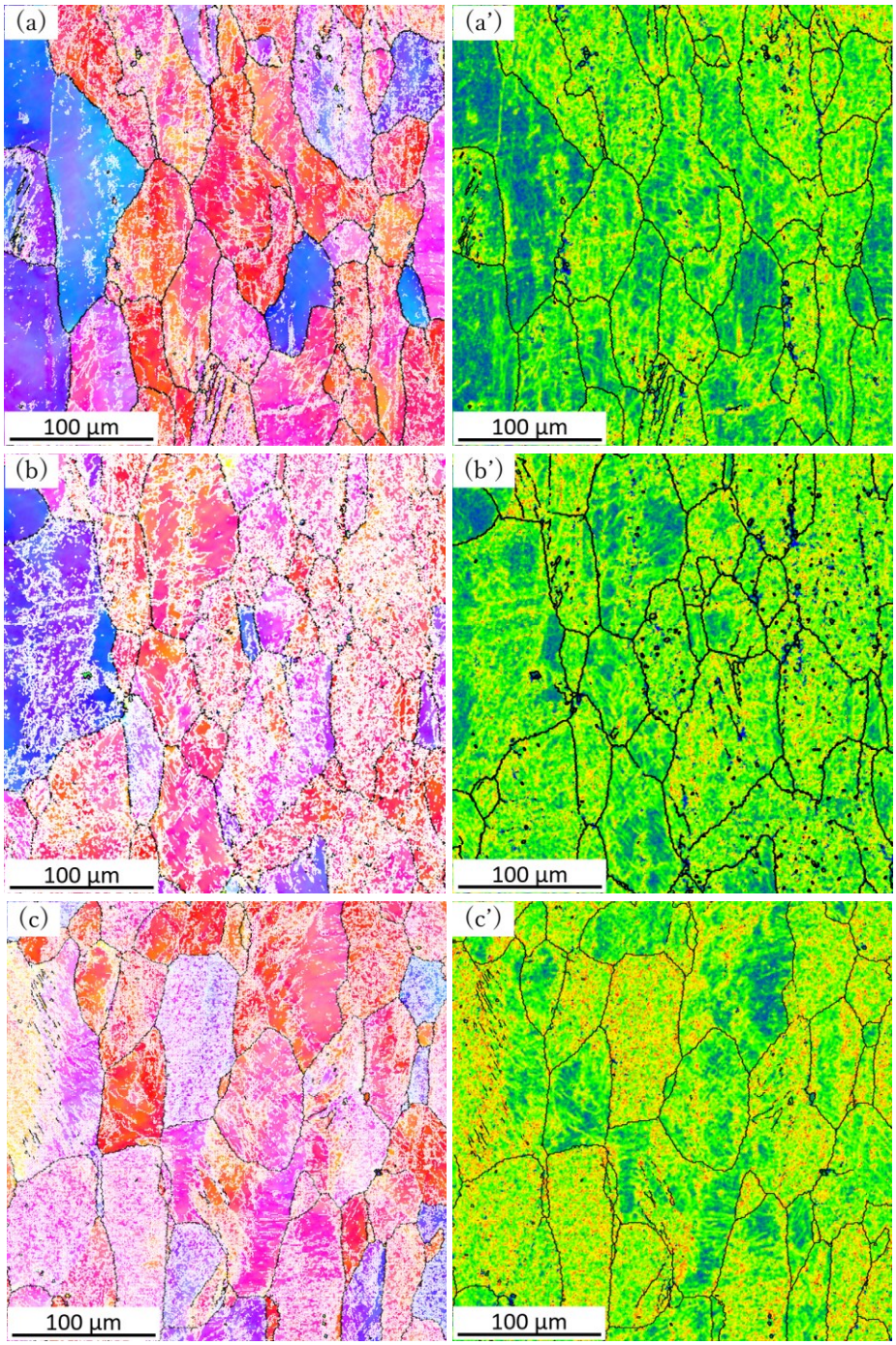
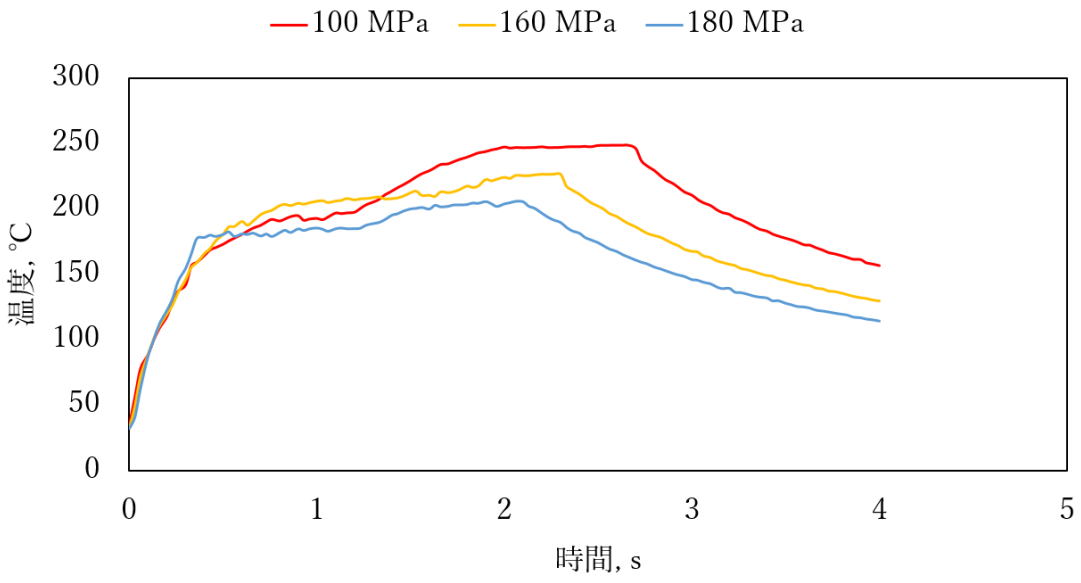
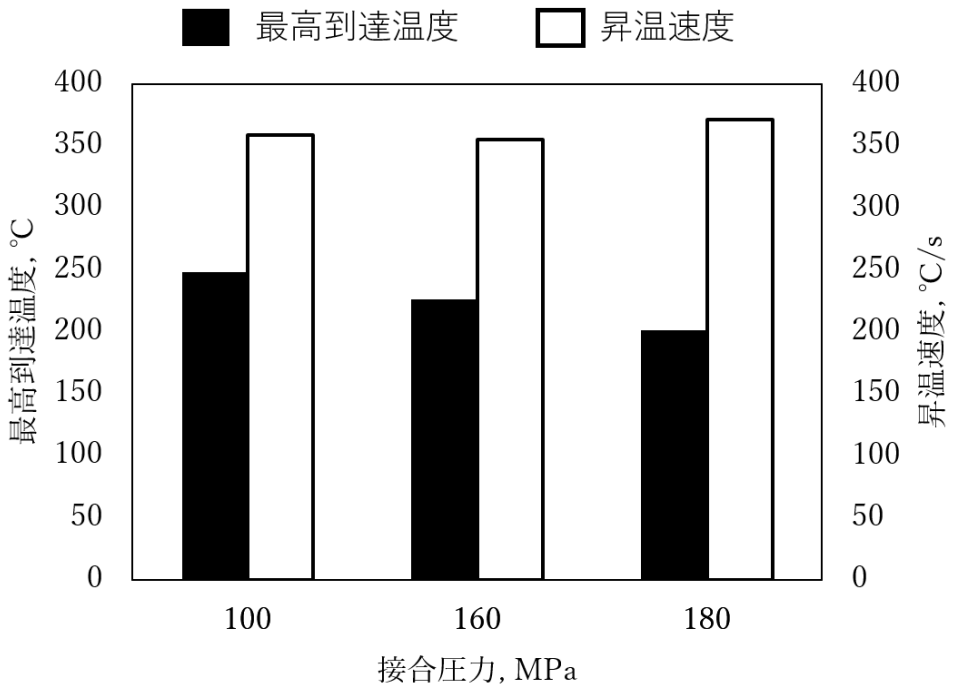


図 5.13（a-a'）100MPa と（b-b'）160MPa と（c-c'）180 MPa で得られた継手の接合界面から 2 mm 離れた所における逆極点図（IPF）およびカーネル平均方位差（KAM）マップ

図 5.14 に各接合圧力で測定した（a）熱履歴と（b）最高到達温度および昇温速度を示す。全ての条件で、接合温度は図 5.3 で述べたように塑性変形が始まる前は一定の昇温速度で上昇する。その後、塑性変形が開始すると昇温速度が徐々に減少し、接合温度が最高値に到達した後に減少する傾向が認められる。図 5.14b を見ると、接合圧力が 100 MPa→160 MPa→180 MPa と増加することにより、最高到達温度は 250 ℃→225 ℃→200 ℃に減少している。一方で、接合圧力は圧力制御通電圧接における昇温速度にはほとんど影響しないことが分かる。



(a)



(b)

図 5.14　各接合圧力条件で測定した（a）接合温度履歴と（b）得られた温度履歴から求めた最高到達温度と昇温速度（50 ℃～150 ℃）

異なる接合圧力で得られた継手の引張実験結果を図 5.15 に示す。接合圧力が 100 MPa から 160 MPa、180 MPa まで増加するに伴い、引張強度は 205 MPa から 239 MPa、255 MPa まで増加している。100 MPa と 160 MPa では熱影響部で破断し、180 MPa では母材破断した。100 MPa および 160 MPa では、図 5.14 に観察したように、180 MPa の場合よりも接合温度が高く、図 5.11 に示すように熱影響軟化領域が生じたためである。

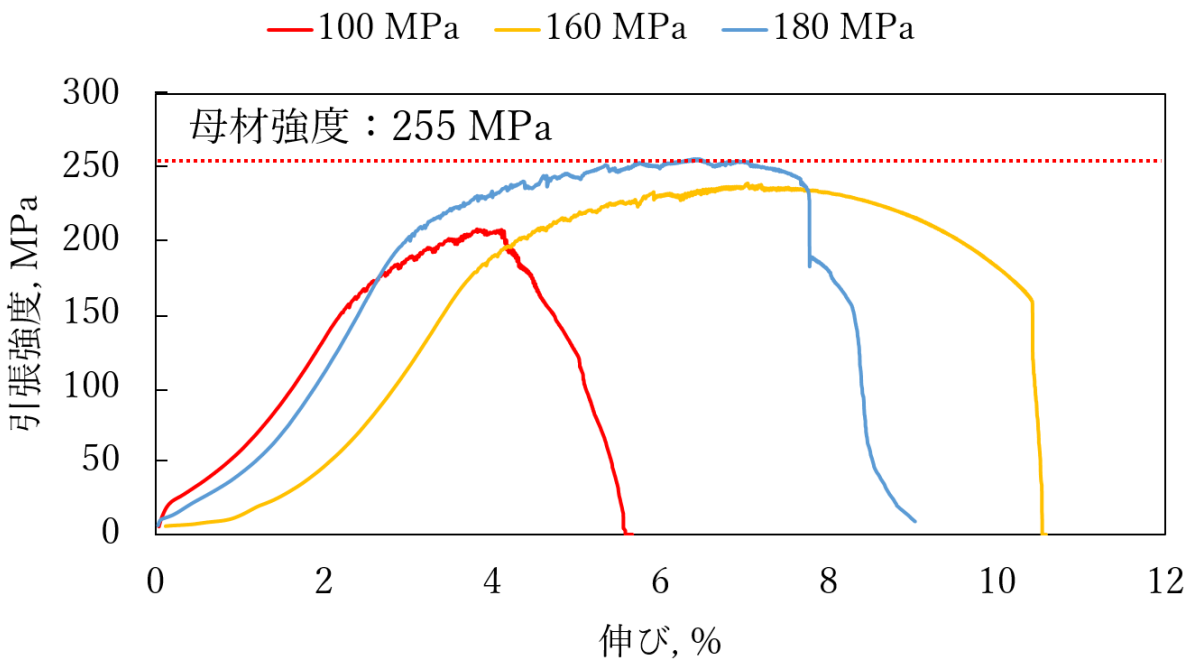


図 5.15 各接合圧力で得られた継手の応力―ひずみ曲線

5.4　まとめ

本章では、AA5052-H34 の圧力制御通電圧接を行った。電気抵抗熱を活用する圧力制御通電圧接においては、電気抵抗が低く、熱伝導率が高いアルミニウム合金の接合界面積の増加に伴う温度低下を抑制する必要があるため、テーパ形状の丸棒試験片を使用した。大きな寄り速度を用いることで接合温度の低下を効果的に抑制できることに加えて被接合界面を高速変形させることができ、未接合部や欠陥のない健全な接合界面を有する継手が得られた。また、接合圧力の制御により接合温度が決定できる原理を利用して、180 MPa の高い圧力を付与することで低温での接合を行った。その結果、接合界面の組織を著しく微細化すると共に大きなひずみを導入して熱影響軟化領域を完全に抑制し、継手効率 100 % の AA5052-H34 継手を得ることに成功した。

5.5　第 5 章の参考文献

[1] 中井学, "船舶用高強度 Al-Mg 系アルミニウム合金と耐食性", 神戸製鋼技報, 52 (1) (2002) 16-19.

[2] L.F. Mondolfo, Aluminum alloys: structure and properties, (Butterworths, Boston, London, 1976) 806-819.

[3] S.K. Singh, K. Chattopadhyay, G. Phanikumar, P. Dutta, Acta Mater. 73 (2014) 177-185.

[4] Z.Y. Ma, A.L. Pilchak, M.C. Juhas, J.C. Williams, Scr. Mater. 58 (2008) 361-366.

[5] T. Dursun, C. Soutis, Mater. Des. 56 (4) (2014) 862-871.

[6] M. Pakdil, G. Am, M. KoAk, S. Erim, Mater. Sci. Eng. A 528 (24) (2011) 7350-7356.

[7] C.V.D. Rest, P.J. Jacques, A. Simar, Script. Mater. 77 (12) (2014) 25-28.

[8] R. Eluri, B.K. Paul, Mater. Des. 36 (2012) 13-23.

[9] Y.S. Lee, C.H. Lim, C.H. Lee, K.W. Seo, S.Y. Shin, Key Eng. Mater. 297-300 (2005) 2772-2777.

[10] X.C. Liu, Y.F. Sun, H. Fujii, Mater. Des. 129 (2017) 151-163.

[11] S. Lim, S. Kim, C.G. Lee, S. Kim, Metall. Mater. Trans. A 35A (2004) 2829-2835.

[12] H.J. Liu, J.C. Hou, H. Guo, Mater. Des. 50 (2013) 872-878.

[13] O.V. Flores, C. Kennedy, L.E. Murr, D. Brown, S. Pappu, B.M. Nowak, J.C. Mcclure, Script. Mater. 38 (1998) 703-708.

[14] Y.S. Sato, M. Urata, H. Kokawa, K. Ikeda, M. Enomoto, Script. Mater. 45 (2001) 109-113.

[15] H.J. Liu, M. Maeda, H. Fujii, K. Nogi, J. Mater. Sci. Lett. 22 (2003) 41-43.

[16] H. Mogami, T. Matsuda, T. Sano, R. Yoshida, H. Hori, A. Hirose, Mater. Des. 139 (5) (2018) 457-466.

[17] J.W. Choi, W. Li, K. Ushioda, H. Fujii, Sci. Rep. 11 (2021) 11756.

[18] H.K. Rafi, G.D.J. Ram, G. Phanikumar, K.P. Rao, Mater. Des. 31 (2010) 2375-2380.

[19] T. Sawai, K. Ogawa, H. Yamaguchi, H. Ochi, Y. Yamamoto, Y. Suga, J. Jpn. Inst. Light Met. 50 (2000) 505-511.

[20] T. Nakamura, T. Furushima, E. Yukutake, S. Ueda, M. Enomoto, I. Nishizaki, J. Smart Process. 7 (5) (2018) 207-213.

[21] M. Kimura, M. Choji, M. Kusaka, K. Seo, A. Fuji, Sci. Technol. Weld. Join. 10 (4) (2005) 406-412.

[22] Y. Asano, M. Nomoto, M. Maeda, K. Katoh, Mater. Trans. 58 (7) (2017) 1020-1026.

第 6 章　圧力制御通電圧接による Ti-6Al-4V/SUS316L の異材接合

6.1　緒言

近年、単一の材料では得られにくい軽量化や異なる物性の組み合わせによる高性能化等を目的として、異種接合技術の必要性が高まっている。チタンおよびチタン合金は比強度が高く、耐食性や耐熱性が優れるため、航空・石油化学・運送産業などの広範囲の産業分野で注目されている[1]。しかし、チタン合金は複雑形状への加工が難しく、高価な材料であり、利用が制限されている[2]。一方で、ステンレス鋼は強度と耐食性が高く、低コストであるため、チタン合金に代替される場合がある[3]。そこで、構造体の低コスト化や軽量化の観点から、チタン合金とステンレス鋼の接合材の需要が高まりつつある。しかしながら、チタン合金とステンレス鋼を溶融溶接する場合、高温で TiFe および $TiFe_2$ 等の脆い金属間化合物が形成するだけではなく、線熱膨張係数および熱伝導率のような物理的性質が大きく異なるため、継手の脆化、残留応力および溶接変形が発生しやすくなる[4]。これらの理由から、従来の溶融溶接法では、チタン合金とステンレス鋼の健全な異材接合継手を得ることが難しい[5-13]。この理由から、厚く脆い金属間化合物層の形成や溶接ひずみの発生を抑制するために、低温で接合が可能な固相接合法が求められている[14-21]。

Kundu ら[17]は二相ステンレス鋼と Ti-6Al-4V の拡散接合継手について、引張試験を用いて接合性能を評価した。高温接合条件の場合は 60 %以下の継手効率で劈開破断する接合部となったが、低温接合条件では 77 %の継手効率となり、λ 相+TiFe で破断する接合部が得られた。Ghosh ら[18]は Ti-5.5Al-2.4V と SUS304 を真空下あるいは 3 MPa の圧力、1 時間の接合時間で拡散接合し、接合温度を 950 ℃から 850 ℃に低下させることで IMC 層の厚さを最大 2.4 μm まで抑制することに成功した。Li ら[19]は様々な回転数（RPM）で Ti-6Al-4V と SUS316L の摩擦圧接継手を作製した。その結果、回転数の減少に伴って入熱が減少し、1 μm 以下の薄い IMC 層を有する継手の作製に成功した。また、Li ら[20]は Ti-6Al-4V と SUS316L の摩擦圧接継手の接合部に存在する残留応力を除去するために、接合後熱処理を行った。その結果、600 ℃の温度で 2 時間の熱処理を施すことで、接合部の残留応力や接

合ひずみが効果的に除去され、継手の引張強度を基準とする継手効率が 20 %から 72 %まで増加した。しかしながら、摩擦圧接では接合界面における中心部と外周部の周速度が異なるため、入熱や変形挙動が不均一であるとされている。前述したように、比較的接合温度が低い固相接合法の適用や接合後熱処理を導入することで、接合部に形成される脆い IMC 層の抑制や、接合ひずみおよび残留応力の除去が可能となる。しかしながら、追加工程の導入は製造コストの増加を引き起こすだけでなく、高い信頼性が要求される構造材料として適用するためには、従来の固相接合で得られた結果は、後熱処理を用いた場合であっても継手効率が未だ十分であるとは言い難い。

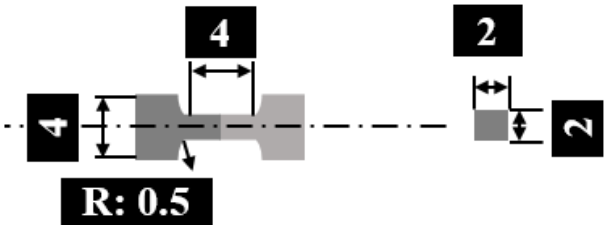
以上の背景から、本章では、チタン合金 Ti-6Al-4V とステンレス鋼 SUS316L を被接合材として、ジュール熱と大荷重を用いる圧力制御通電圧接法を適用することにより、脆い IMC を抑制し、接合界面全域において健全な接合組織を均一に形成させることで、90 %以上の高い継手効率を実現することを目的とした。また、固相接合を用いて高い継手効率を達成するために、接合温度を Ti-6Al-4V と SUS316L が同等の変形抵抗となる値に設定することを試みた。接合温度を当該値に正確に制御することができれば、被接合界面同士が新生面で当接し、良好な接合界面の形成が期待できる。青木ら[21]が、炭素鋼の線形摩擦接合において、接合圧力の増加に伴い接合温度が低下することを報告しており、本研究では接合圧力による接合温度の制御を検討した。

6.2　実験方法

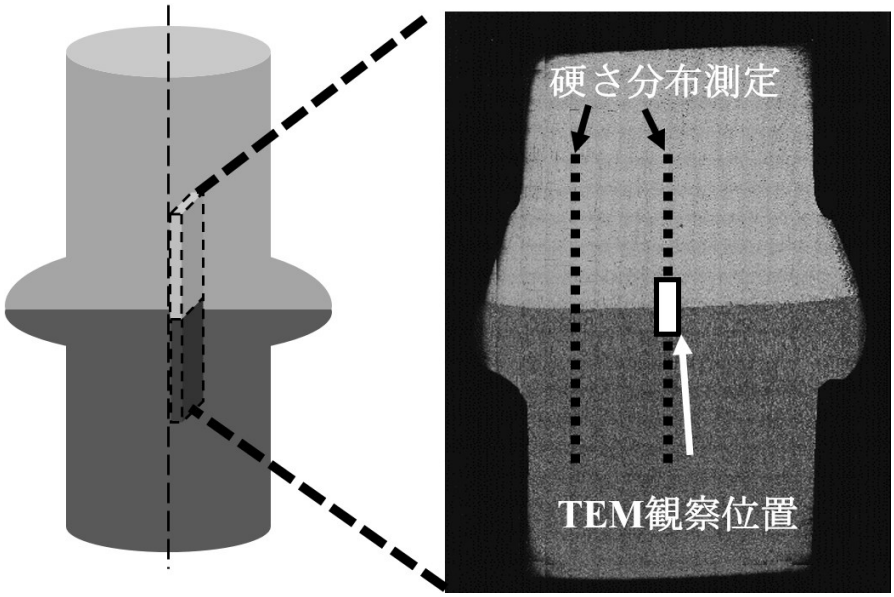
ステンレス鋼 SUS316L 冷間引抜材と Ti-6Al-4V 押出材を供試材として選定した。共に、直径 10 mm、長さ 105 mm の丸棒である。各材料の化学組成を表 6.1 に示す。図 6.1a に示す平行部長さ 4 mm、厚さ 2 mm、幅 2 mm の小型ドッグボーン試験片を母材から放電加工機（AG360L、ソディック）で切り出し、高温引張試験（AGS-X、島津製作所）を実施することで、母材の変形抵抗の温度依存性を評価した。接合時に導入されるひずみ速度を考慮して、クロスヘッド速度は SUS316L と Ti-6Al-4V でそれぞれ 37 と 45 mm/min に設定し

た。表 6.2 に示すように、接合条件は、電流 3000 A、寄り代 4.0、4.5、4.8、5.0 mm、接合圧力 300、350、400、450、500 MPa に設定した。被接合界面となる丸棒の端面は旋盤で加工し、アセトンで洗浄した後、大気中で乾燥させた。

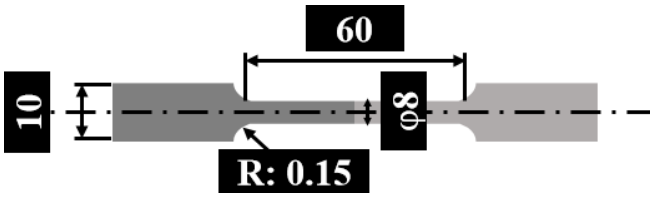
接合後、図 6.1b に示すように放電加工機を用いてビッカース硬さ試験片と微細組織観察試験片を作製した。ビッカース硬さ試験機（FM-300、FUTURE-TECH）を使用して、図 6.1b に示すように中心部と外周部の硬さ分布を評価した。また、SEM（JSM-7001FA、JEOL）を用いて、半径方向に沿った接合界面を観察した。加えて、FIB（JIB-4500、JEOL）を使用して接合界面の中心部から TEM 観察用サンプルを採取し、TEM（JEM-2100F、JEOL）を用いて界面組織を詳細に観察した。さまざまな接合条件で作製した継手の接合界面中心部の組成（連続点分析およびマップスキャン）を、EPMA（JXA-8530F、JEOL）を使用して測定した。また、図 6.1c に示すように旋盤加工により棒状引張試験片を作製し、引張試験機（Autograph AG-10TB、島津）を用いて 1 mm/min のクロスヘッド速度で引張強度測定した。



(a)



(b)



(c)

図 6.1（a）母材の高温引張試験片、（b）硬さ試験および微細組織観察試験片、（c）圧力制御通電圧接継手の引張試験片の模式図

表 6.1　Ti-6Al-4V/SUS316L 母材の化学組成（wt.%）

元素 / 合金	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
SUS316L	**0.011**	**0.25**	**1.64**	**0.036**	**0.012**	**12.06**	**16.85**	**2.02**	**Bal**

元素 / 合金	C	H	O	N	Fe	Al	V	Ti
Ti-6Al-4V	**<0.01**	**<0.001**	**0.16**	**<0.01**	**0.13**	**6.53**	**4.1**	**Bal**

表 6.2　Ti-6Al-4V/SUS316L の圧力制御通電圧接条件

接合条件	
接合圧力 (MPa)	**300, 350, 400, 450, 500**
電流 (A)	**3000**
寄り代 (mm)	**4.0, 4.5, 4.8, 5.0**

6.3　実験結果および考察

6.3.1 継手の微細組織と機械的性質に及ぼす接合圧力の影響

図 6.2 は Ti-6Al-4V と SUS316L の変形抵抗の温度依存性を示している。両材料の変形抵抗は温度の上昇に伴って低下するが、Ti-6Al-4V の方はより急激に低下し、SUS316L の方はより緩やかに低下することがわかる。これらの変形抵抗の温度依存性を利用すると、各材料の変形抵抗に対応する接合圧力を負荷することで被接合界面が変形し、当該変形抵抗に対応する接合温度を設定することができる。つまり、被接合界面同士を当接させる固相接合においては、接合圧力によって接合温度を決定することができる[21, 22]。したがって、異材接合については、両材料の変形抵抗の温度依存性曲線に交点が存在する場合、当該交点に対応する圧力を加えることで、被接合界面において両材料を同時に変形させることができると考えられる。

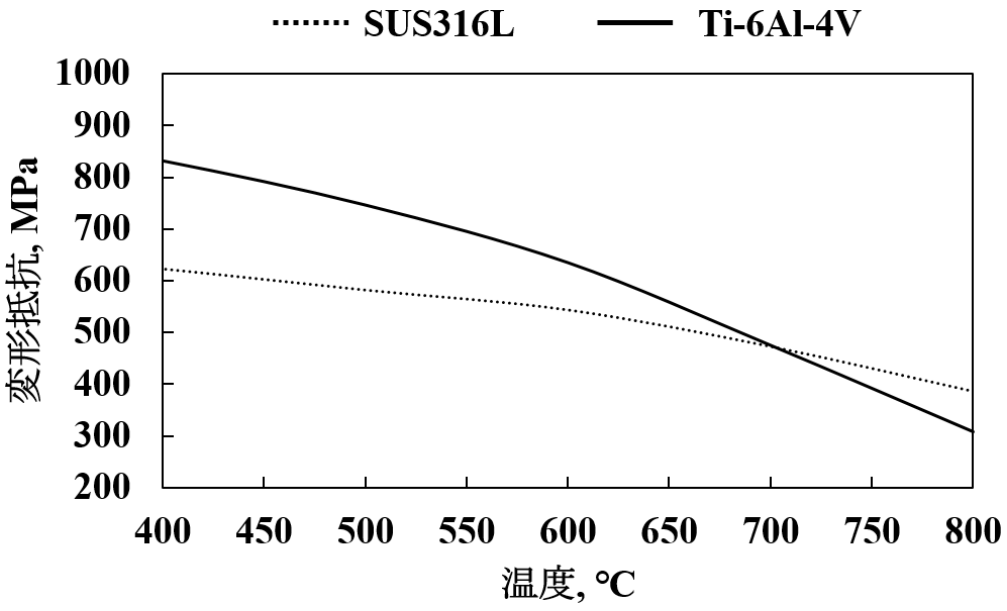


図 6.2　Ti-6Al-4V と SUS316L の変形抵抗の温度依存性

そこで、表 6.2 に示すように、電流を 3000 A、寄り代を 4.8 mm に固定して、接合圧力を上記の「交点」の変形抵抗を含む範囲（300～500 MPa）で変化させることで、得られる継手の微細組織と機械的性質に及ぼす接合圧力の影響を調査した。各接合圧力で作製した継手の引張強度と伸びの関係を図 6.3 に示す。接合圧力を 300 MPa から 450 MPa まで増加させると、引張強度と伸びが共に増加した。ひずみは、主として変形抵抗が低い SUS316L 側に発生し、引張実験後の破断は全て接合界面で起こった。一方で、500 MPa で作製した継手は接合直後に直ちに分離した。これは、接合温度が十分でないためだと考えられる。

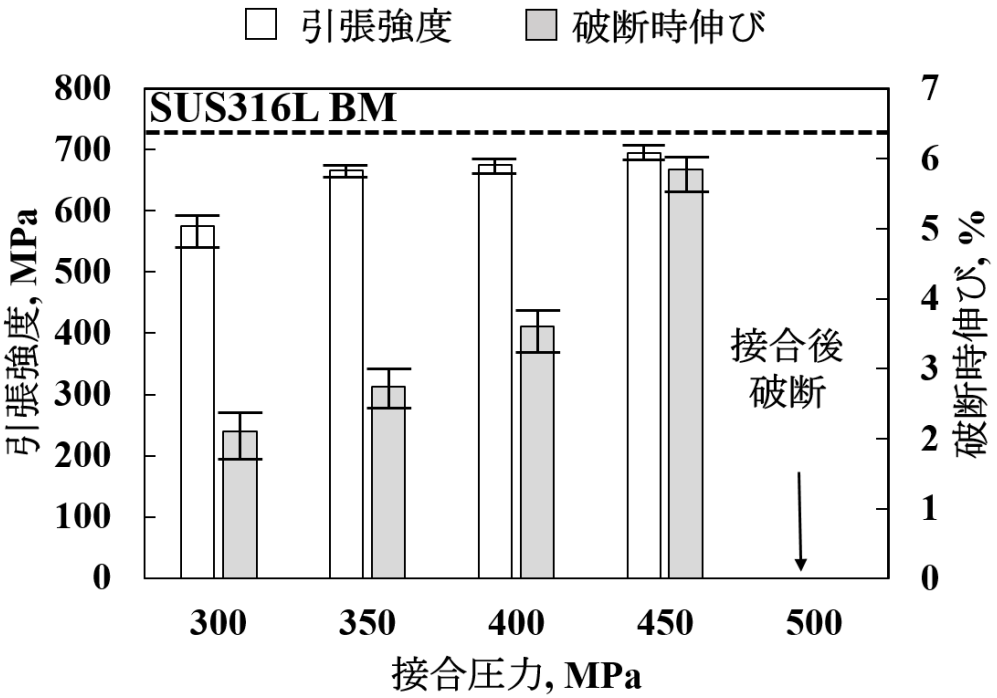


図 6.3　各接合圧力で得られた継手の引張特性

最も高い強度がえられた、接合圧力 450 MPa の条件における、接合中の両材料の変形挙動を図 6.4 に示す。白い点線は継手の接合界面を示しており、上側が SUS316L、下側が Ti-6Al-4V である。接合の初期段階（図 6.4(a)）から完了段階（図 6.4(b)）まで、接合界面が密着した状態で両材料が共に変形したことが分かる。

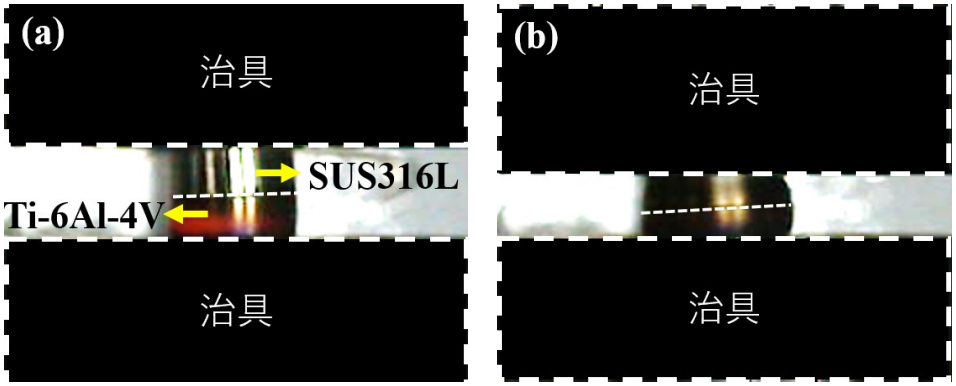


図 6.4　接合圧力 450 MPa の接合工程中での両材料の変形挙動（a）0.5 秒（b）1.5 秒

図 6.5 は接合圧力 300 MPa と 450 MPa で得られた継手の軸断面を示している。継手界面は白い点線で表されている。300 MPa ではチタン側の変形量が SUS316L 側の変形量より大きい。しかしながら、接合圧力が 450 MPa に増加すると、両材料の変形量がより同等になっている。図 6.2 の結果に基づいて、450 MPa は 300 MPa より両材料の変形抵抗-温度依存性曲線の交点に近いため、両材料の同時変形がより促進されたと考えられる。上述した両材料の同時変形挙動は、継手界面の新生面の形成に直接的に影響を及ぼすことから、母材の表面に存在する凹凸は平滑化され、酸化膜は破壊されてバリとして外部に排出される。ここで、接合界面はほとんど直線状に形成されているが、Ti-6Al-4V 側にやや凸形状となっている。これは、接合界面の中心部は外周部より僅かに温度が高くなるため、当該領域では SUS316L よりも Ti-6Al-4V がより軟化することを示唆している。300 MPa と 450 MPa で作製した継手において、接合界面と垂直方向に測定した硬さ分布を図 6.6 に示す。両材料の接合部に軟化領域は形成されておらず、Ti-6Al-4V 側では硬さが中心部と外周部で同等の値となっている。一方で、SUS316L 側では接合界面から 2 mm の範囲内で硬化が認められる。これは高い加工硬化率を有する SUS316L に対して、低温で変形が加えられたことが原因であると考えられる。

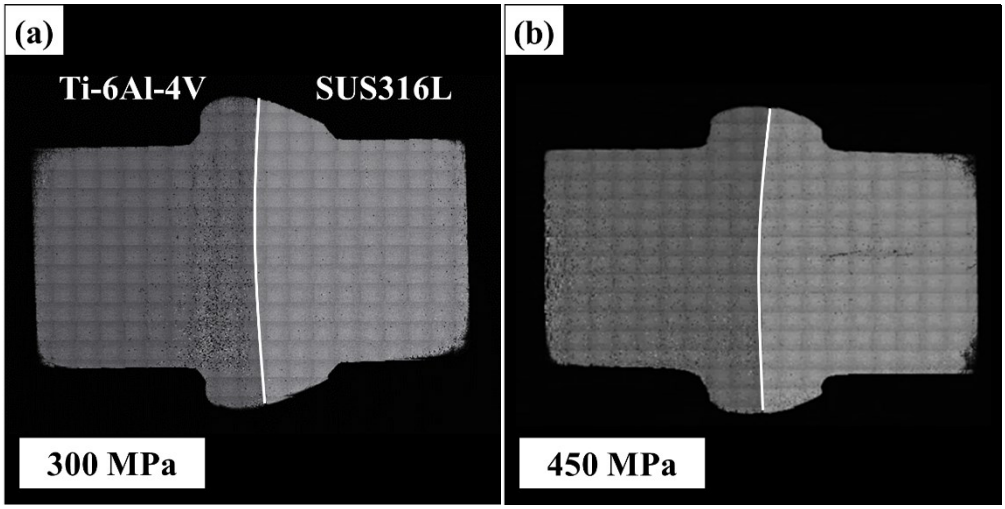
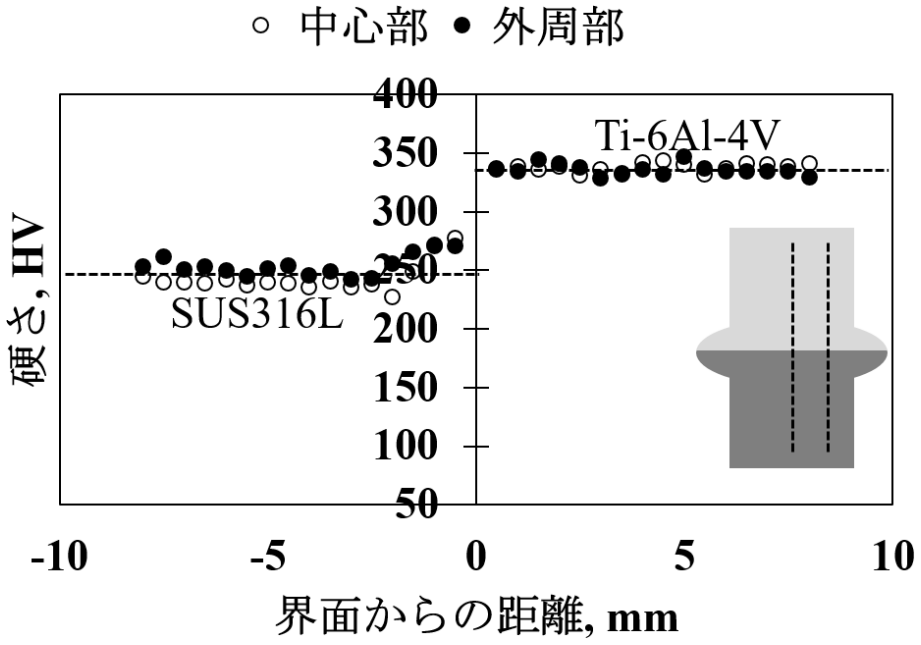
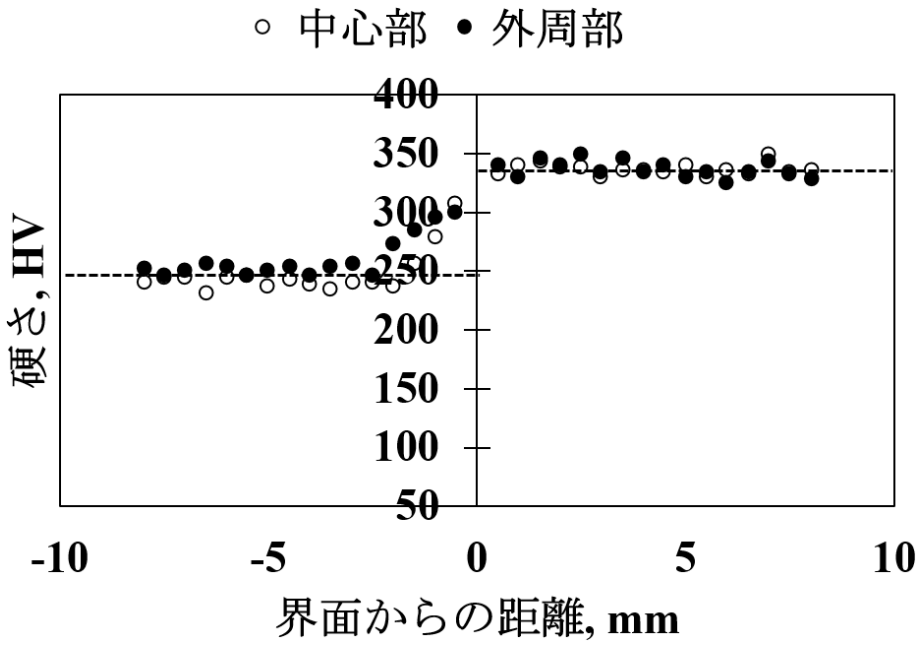


図 6.5　接合圧力 300 MPa（a）と 450 MPa（b）で得られた継手の軸断面写真



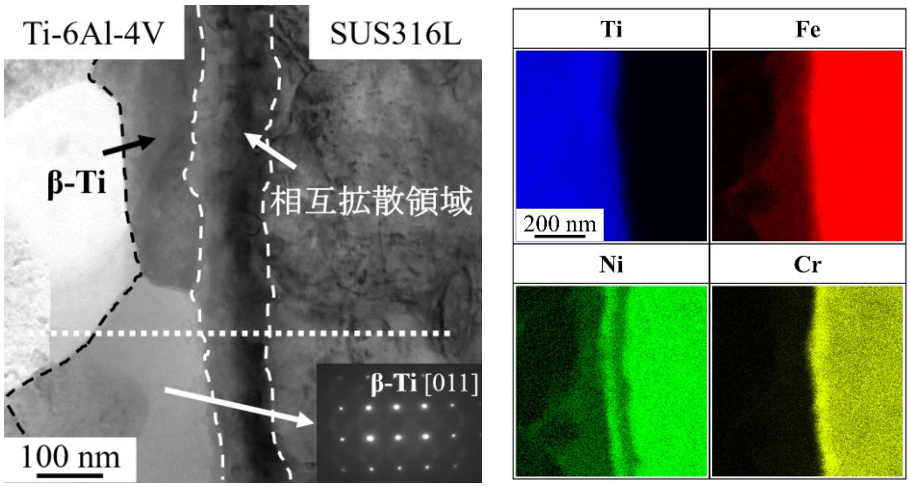
(a)



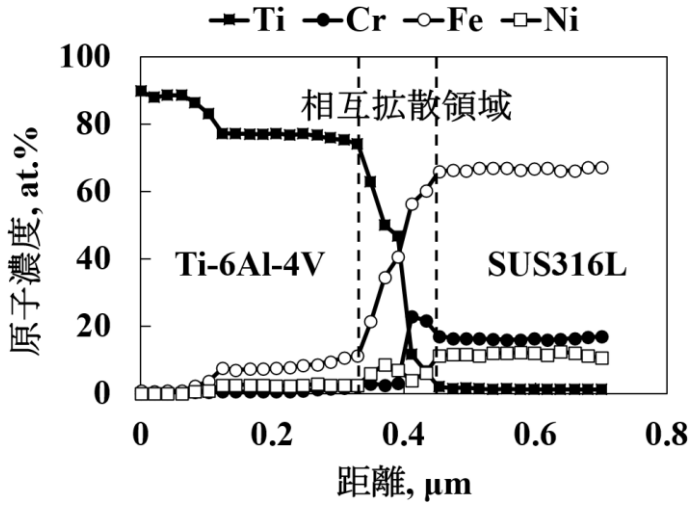
(b)

図 6.6（a）300 MPa、（b）450 MPa で作製された継手の中心部と外周部の接合界面に垂直方向の硬さ分布

継手界面の微細組織を TEM および STEM-EDS によって観察した結果を図 6.7 および 4.8 にそれぞれ示す。接合圧力 300 MPa と 450 MPa で得られた継手の接合界面に形成された相互拡散領域を、図 6.7(a)と 6.8(a)において白色点線で示している。300 MPa においては、β-Ti 相の安定化元素である SUS316L 側の Fe が界面付近の Ti-6Al-4V 側の結晶粒に拡散することで、接合界面近傍で β-Ti 相への相変態が生じている。一方で、450 MPa では図 6.8(a)に示すように、接合界面近傍において β-Ti 相の形成は観察されなかった。接合圧力の増加に伴って β-Ti 相の形成が抑制されたことは、接合温度の低下が原因であると考えられる。各元素の拡散挙動を図 6.7(b)と 6.8(b)の STEM-EDS マッピング写真で示す。相互拡散領域は Ni リッチな領域と Cr リッチな領域に分類できる。γ-Fe への Ti 原子の拡散係数は β-Ti への Fe、Cr、Ni 原子の拡散係数よりも大幅に小さい。また、β-Ti への拡散係数の大きさは Ni>Fe>Cr の順になっているため、相互拡散領域は Ti-6Al-4V 母材/β-Ti/Ni リッチ領域/Cr リッチ領域/SUS316L 母材の順で形成されている。また、接合圧力 450 MPa では、温度の低下により相互拡散が抑制されている。図 6.7(c)と 6.8(c)は接合界面に垂直な白い点線に沿った元素含量分布を示している。接合圧力が 450 MPa の場合は低い接合温度と短い接合時間によって金属間化合物層の形成が顕著に抑制され、その厚さは 300 MPa の 125 nm から 83 nm にまで減少している。

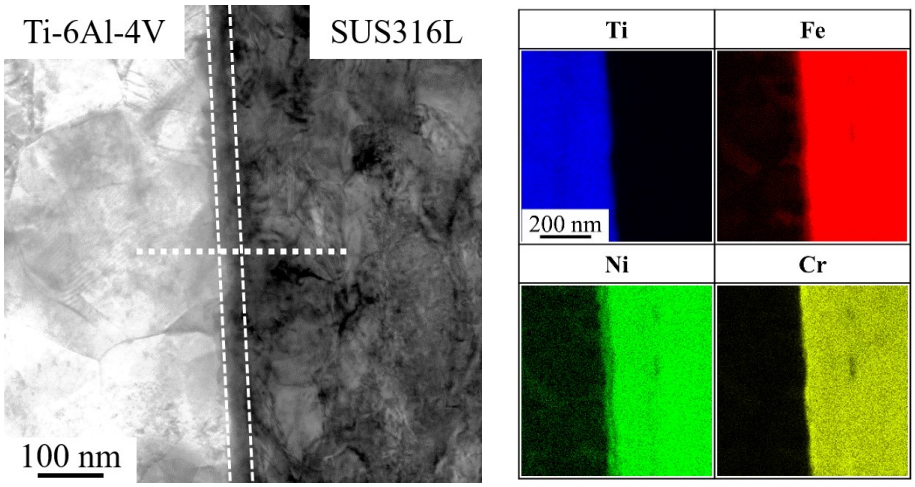


(a) (b)



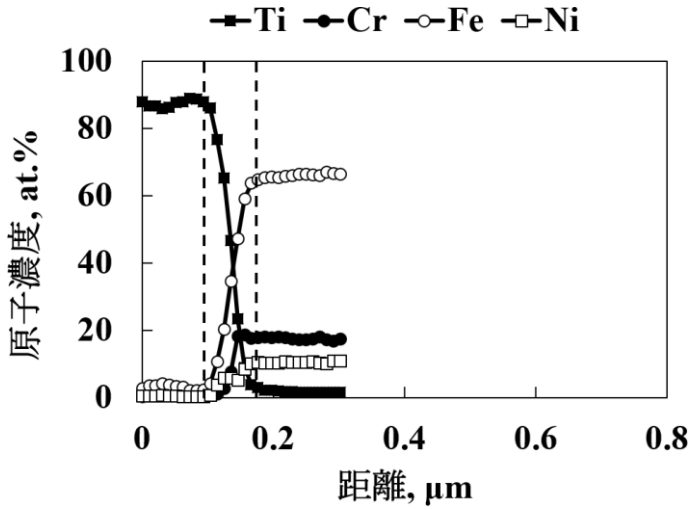
(c)

図 6.7　接合圧力 300 MPa で得られた継手界面の（a）TEM 明視野像；（b）STEM-EDS マッピング写真；（c）連続点分析元素含量分布



(a)

(b)



(c)

図 6.8　接合圧力 450 MPa で得られた継手界面の（a）TEM 明視野像；（b）STEM-EDS マッピング写真、（c）連続点分析元素含量分布

6.3.2　接合界面の形成と継手の機械的性質に及ぼす寄り代の影響

図 6.9 に寄り代の変化に伴う界面変形比（接合界面の面積／被接合界面の面積）の変化を示す。寄り代が 4.0 mm から 4.8 mm まで増加すると界面変形比が 1.8 から 2.1 まで増加している。即ち、接合界面の面積は元の面積の 2 倍以上になり、被接合界面に存在する酸化物等は殆どがバリとして排出されたと考えられる。しかしながら、目標寄り代を 5.0mm に設定した場合、設定値まで変形ができなかった。これは、接合部が広がって図 6.10 で示すように試験片自体が互いに押される（図 6.10a）ことではなく、治具で押される形状（図 6.10b）になるため、治具と接合部の間の密着面が広くなることで治具に拡散する熱量が増加し、伝達される圧力が低下することにより変形しにくくなるためだと考えられる。

各寄り代条件で得られた継手の引張試験結果を図 6.11 に示す。寄り代の増加に伴って継手の引張強度と伸びが増加し、4.8 mm ではそれぞれ 716 MPa と 6.2 %に達している。当該結果は、被接合界面の変形によって表面に存在した凹凸や酸化膜の排出量が増加し、新生面の形成が促進されたためであると考えられる。ここで、最大の継手効率（100x 継手強度/母材強度，%）が 98.5 %に至る継手の作製に成功したが、全ての継手は接合界面で破断した。

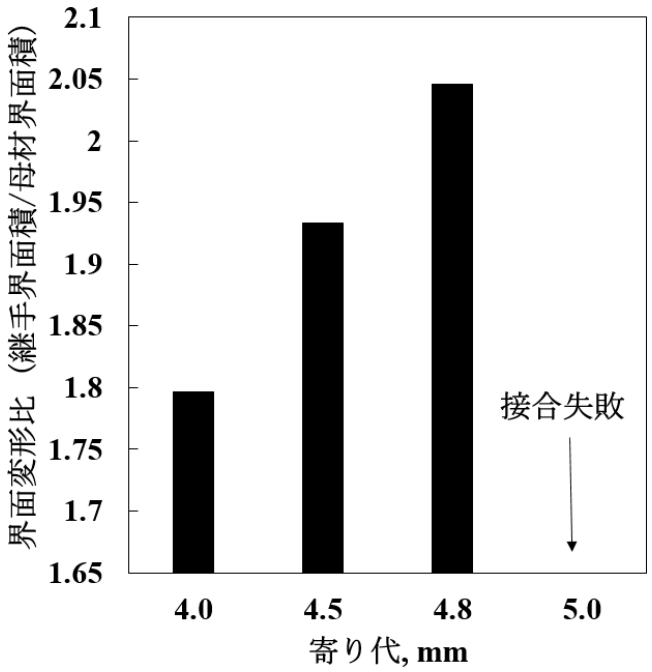


図 6.9　寄り代の変化に伴う界面変形比の変化（接合圧力 450 MPa）

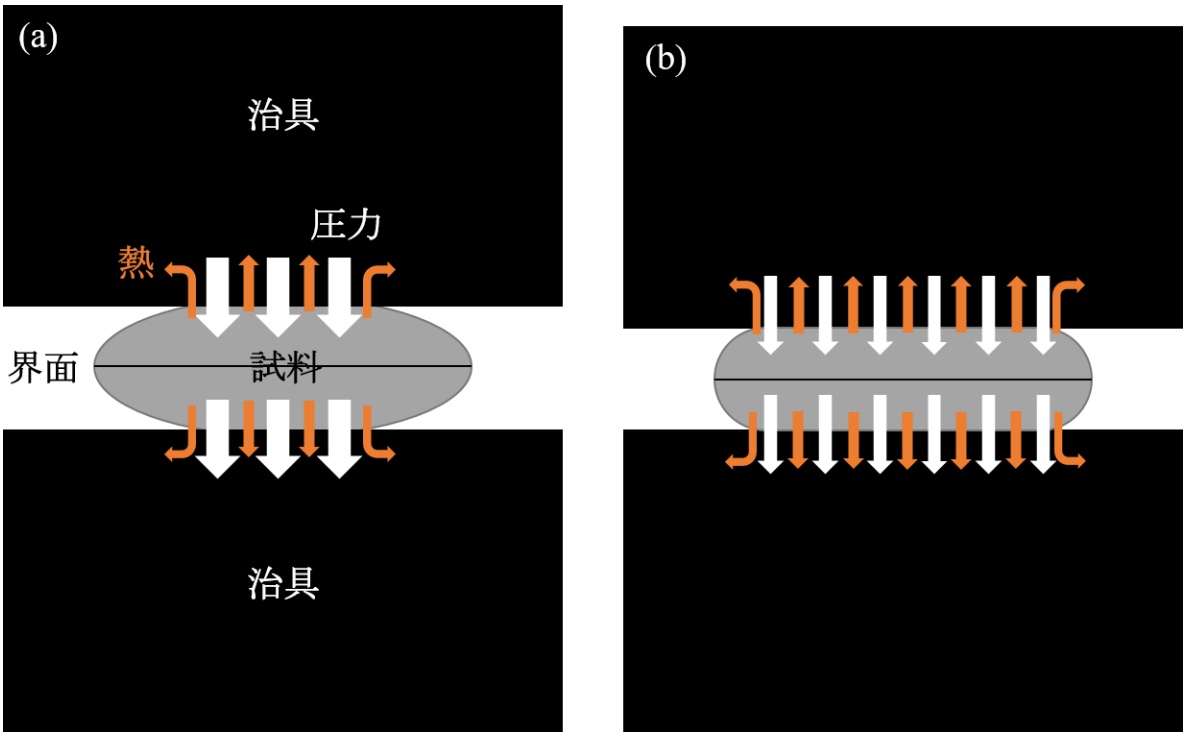


図 6.10　寄り代（a）4.5 mm と（b）5.0 mm での圧縮変形形状

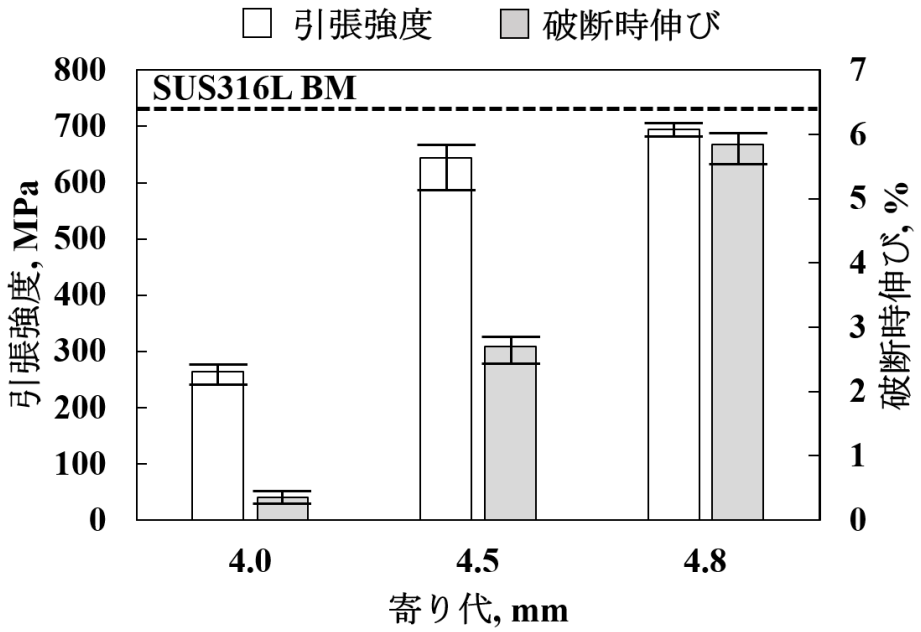


図 6.11　各寄り代条件で得られた継手の引張特性（接合圧力 450 MPa）

SEM を用いて継手の界面微細組織を観察した結果を図 6.12 に示す。寄り代 4.0 mm で形成された接合界面では欠陥が点在しているが、寄り代 4.5 mm 以上で形成された接合界面には欠陥が観察されなかった。図 6.13 は各寄り代条件で得られた接合界面の EPMA による分析結果である。寄り代 4.0 mm で得られた接合界面に存在する酸化物層は、寄り代を 4.5 mm および 4.8 mm に増加させることによって除去された。これらの結果から、界面変形比を増加させることで、接合界面での欠陥および酸化物層の除去を促進することにより、継手強度の向上を実現できるということがわかる。

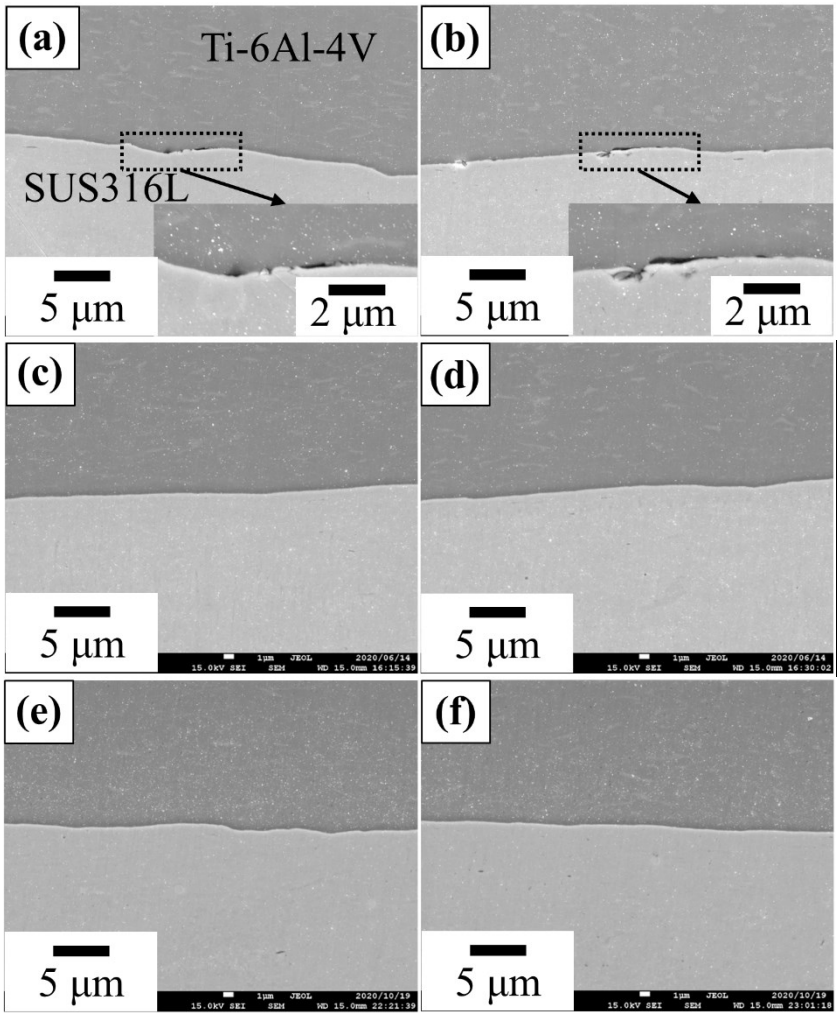
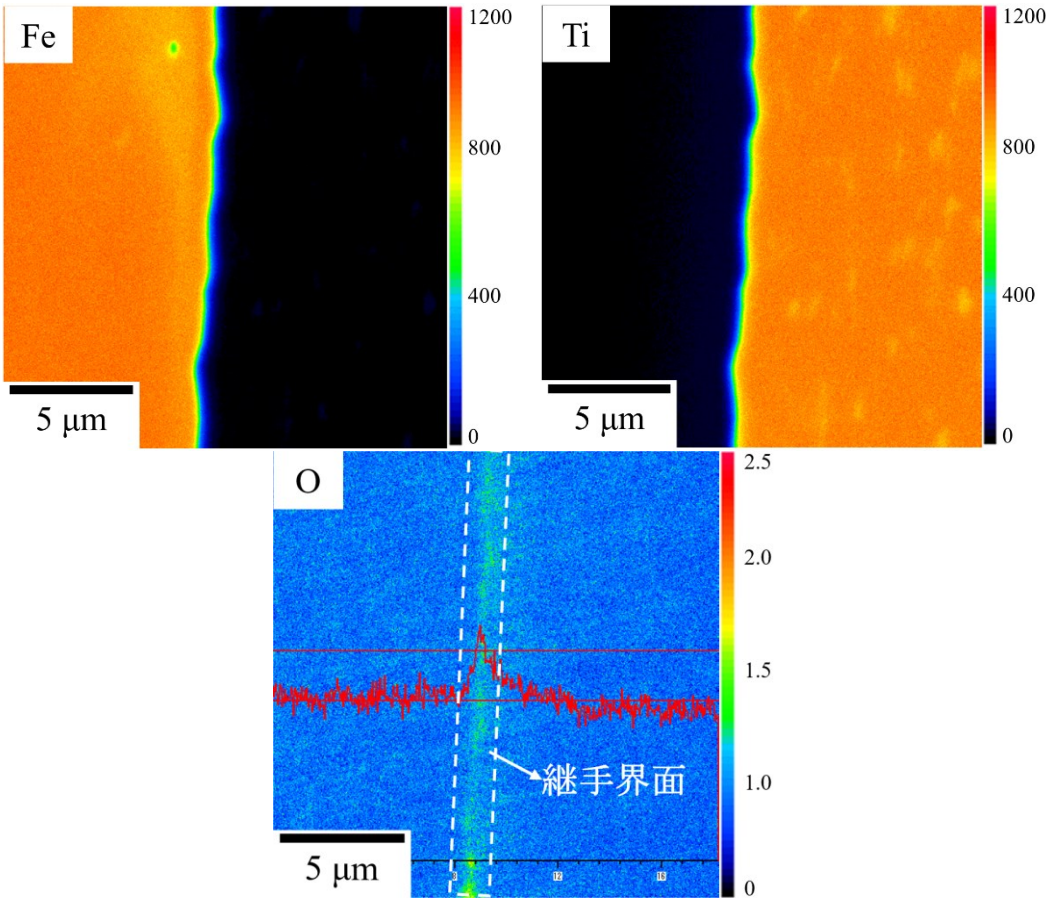
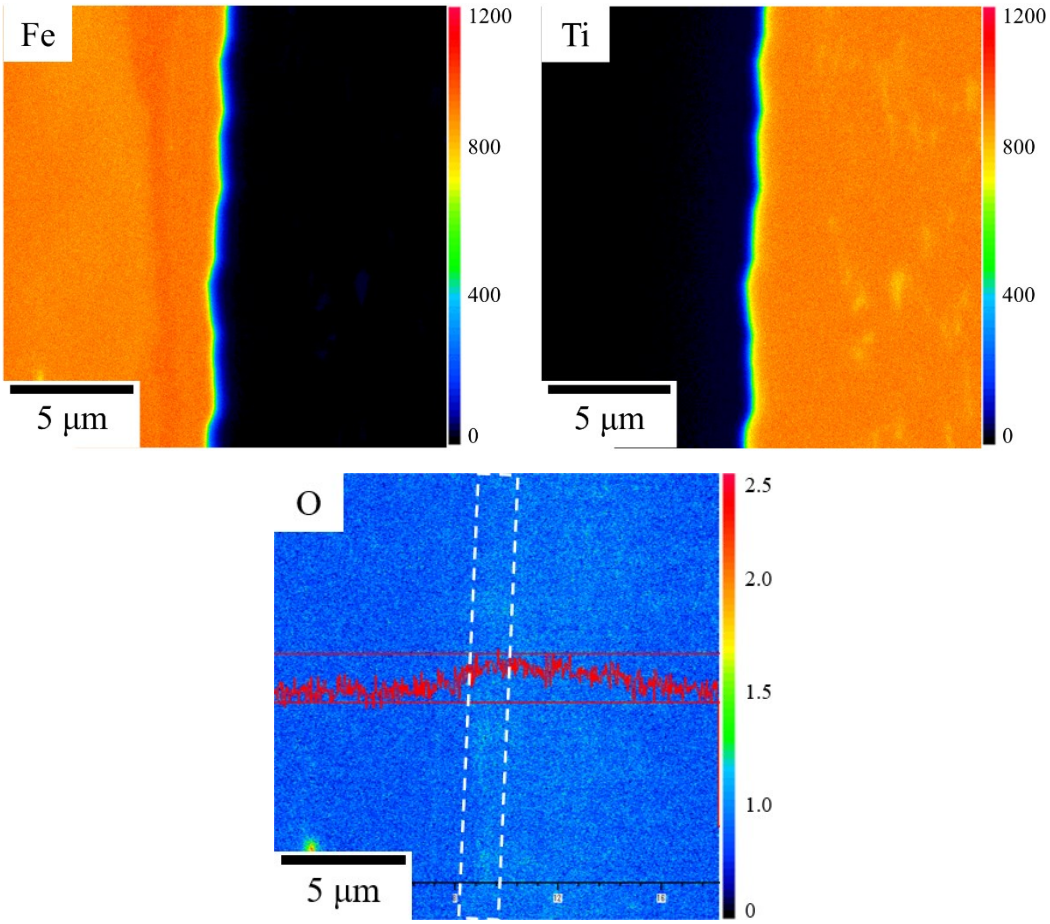


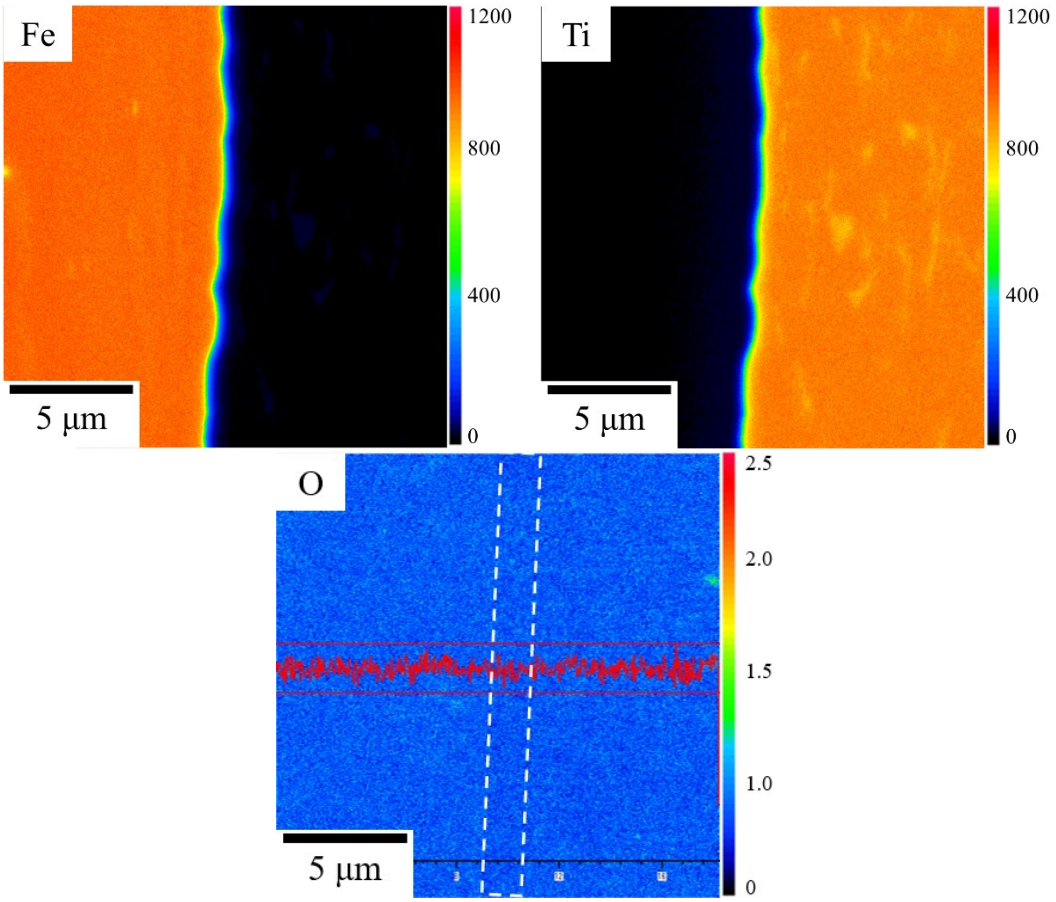
図 6.12　各寄り代で得られた接合界面の SEM 観察結果、寄り代 4.0 mm の（a）中心部と（b）外周部、4.5 mm の（c）中心部と（d）外周部、4.8 mm の（e）中心部と（f）外周部



(a)



(b)



(c)

図 6.13　各寄り代で得られた接合界面の EMPA 分析結果（Ti、Fe、O 元素分布）、（a）4.0 mm、（b）4.5 mm、（c）4.8 mm

6.3.3　100%の継手効率を有する Ti-6Al-4V/SUS316L 継手の作製

これまでに、85 nm の相互拡散領域厚さと 2.1 の界面変形比で最大継手効率が得られたが、図 6.14 で示すように、圧力制御通電圧接法では、接合界面のひずみが中心部から外周部に向かって徐々に減少し、ひずみ挙動が異なることが観察された。即ち、2.0 の界面変形比では、ひずみが不十分で新生面の形成が不足する領域が存在する可能性もある。加えて、図 6.15 に示すように、接合界面の中心部と外周部での若干の冷却速度差によって、金属間化合物層の厚さに差が生じることも考えられる。これらの理由から、Ti-6Al-4V/SUS316L 異種接合において 100 %の継手効率を目指すためには、より低温条件で十分な界面変形を加えることで、中心部と外周部の冷却速度差を小さくし、界面全域に健全な界面組織を形成させる必要がある。これらを実現するために、丸棒の突き出し部を 5 mm から 8 mm に増加させることで変形を容易とし、図 6.10b で示すような接合部が治具で押される形状を回避した。接合圧力を前節の最適値である 450 MPa より僅かに増加させて 480 MPa とした。480 MPa は、図 6.2 における Ti-6Al-4V と SUS316L の「交点」に対応する値である。また、寄り代は 7.8 mm、電流値は 3000 A とした。

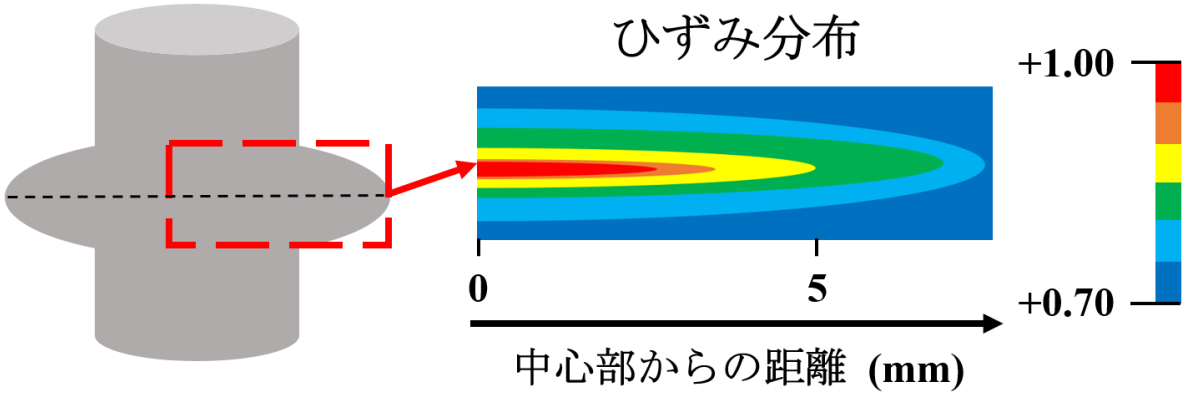


図 6.14　圧力制御通電圧接における炭素鋼の同種接合中に接合界面の半径方向に沿って形成するひずみ分布を LS-DYNA を用いて解析した結果

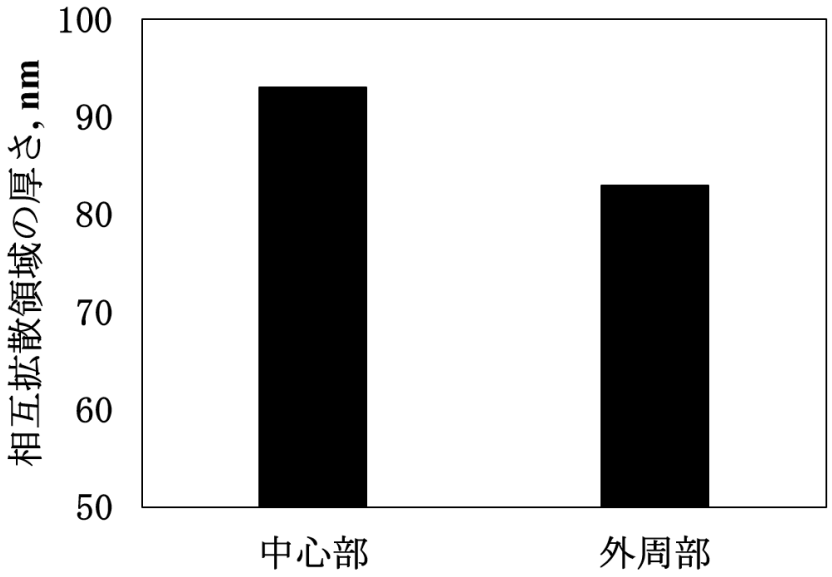
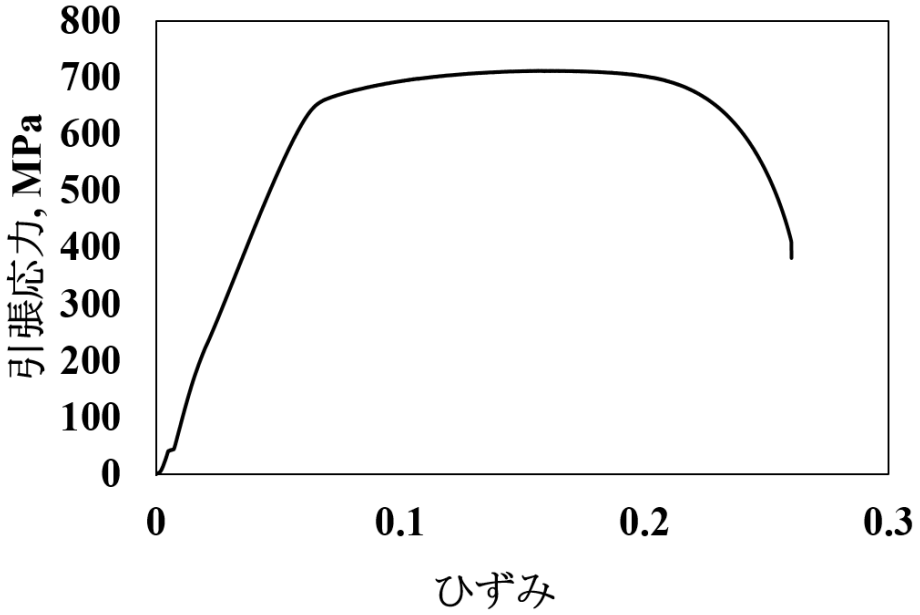
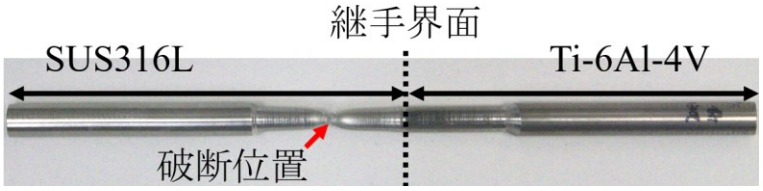


図 6.15　450 MPa で得られた継手界面中心部と外周部の相互拡散領域の厚さ

得られた継手の引張試験結果を図 6.16 に示す。引張強度は 720 MPa、伸びは 22 %に達しており、SUS316L 母材で破断する良好な継手が得られた。得られた引張特性と拡散接合で得られた継手に関する先行研究の結果との比較を図 6.17 に示す。Ti 合金/ステンレス鋼の拡散接合継手は全て 600 MPa 以下の引張強度となっており、伸びは 10 %以下となっている。また、全ての継手において、接合界面で引張破断が生じている。これらの比較から、本研究で得られた Ti-6Al-4V/SUS316L 継手は従来の拡散接合継手に対して極めて大きな優位性を有していることが分かる。



（a）



（b）

図 6.16　Ti-6Al-4V/SUS316L 圧力制御通電圧接継手の（a）引張応力―ひずみ曲線、（b）引張破断された試験片（接合圧力 480 MPa、寄り代 7.8 mm）

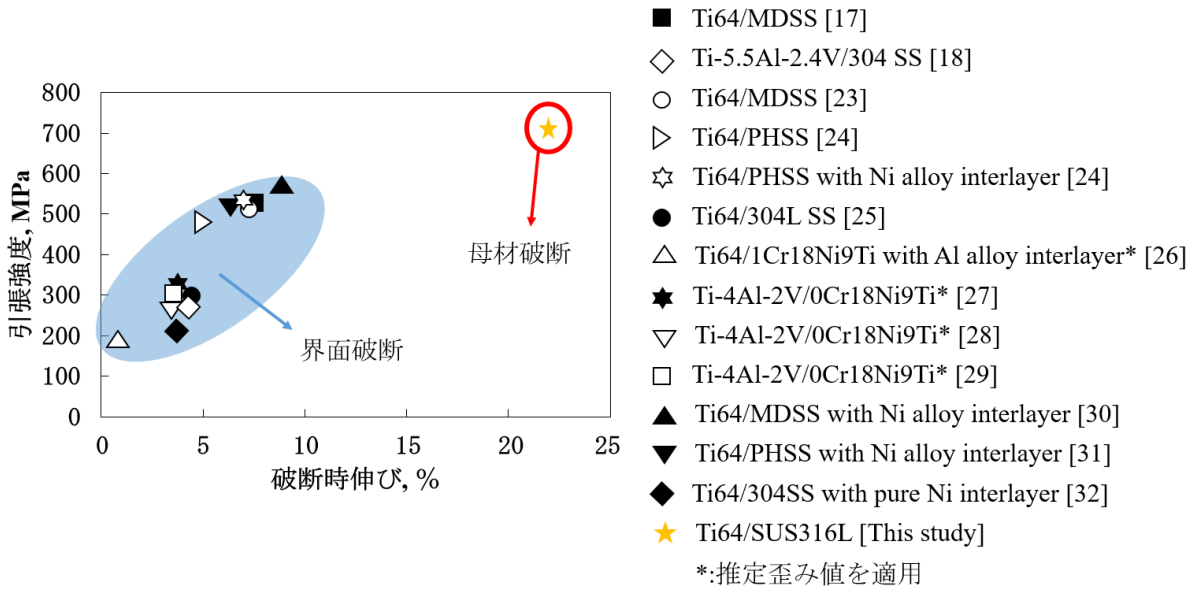


図 6.17　圧力制御通電圧接と拡散接合で得られたチタン合金／ステンレス鋼継手の引張特性の比較

次に、Ti 合金/ステンレス鋼の異種継手の引張強度と試験片の面積比（引張試験片平行部の断面積/接合部の断面積）について、本研究で得られた Ti-6Al-4V/SUS316L 継手と摩擦圧接を用いた先行研究とを比較した結果を図 6.18 に示す。摩擦圧接の場合、一般的に継手界面において温度分布が不均一であり、界面中心部の接合強度がより高くなる傾向となるため、試験片の面積比が大きくなると、見かけの継手の引張強度が低下する。また、図 6.18 における全ての摩擦圧接継手は母材より低い強度となっており、接合界面で破断している。これに対し、圧力制御通電圧接を用いた場合、高い試験片の面積比にもかかわらず、母材で破断する高強度な継手が得られている。これらの結果は、圧力制御通電圧接法を用いることで、既存の拡散接合法や摩擦圧接法では得られない 100 %の継手効率を有する Ti-6Al-4V/SUS316L 異種継手の作製が可能であることを示している。

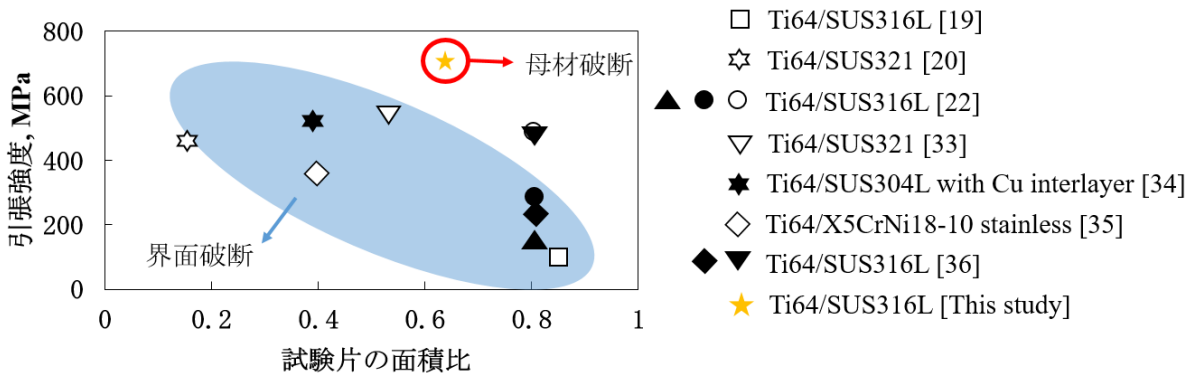


図 6.18　圧力制御通電圧接と摩擦圧接で得られたチタン合金／ステンレス鋼継手の試験片面積比と引張強度の関係

上記の結果が得られた理由を解明するために、図 6.19 に示すように SEM を用いて接合界面組織を観察した。圧力制御通電圧接で得られた Ti-6Al-4V/SUS316L 異種継手の中心部と外周部においては、継手強度を低下させる機械的混合層、亀裂および凹凸等は観察されず、全ての領域で平坦な界面形状となっている。

継手の中心部と外周部における接合界面と直交する軸方向の硬さ分布結果を図 6.20 に示すが、硬さ分布は図 6.6 の結果と同様である。継手界面付近の SUS316L 側が加工硬化により強化されることで、Ti-6Al-4V 側への硬さ変化がより滑らかになる。その結果、接合界面での応力集中が緩和されることで継手の機械的性質が向上すると考えられる。

また、中心部と外周部の界面組織の差異をより詳細に確認するために、各領域の界面組織を STEM 明視野像で観察し、STEM—EDS によって元素分析を行った。得られた結果を図 6.21 に示す。中心部と外周部で相互拡散領域が 71～72 nm の同じ厚さで形成しており、界面全域に均一な入熱が発生したことが示唆される。

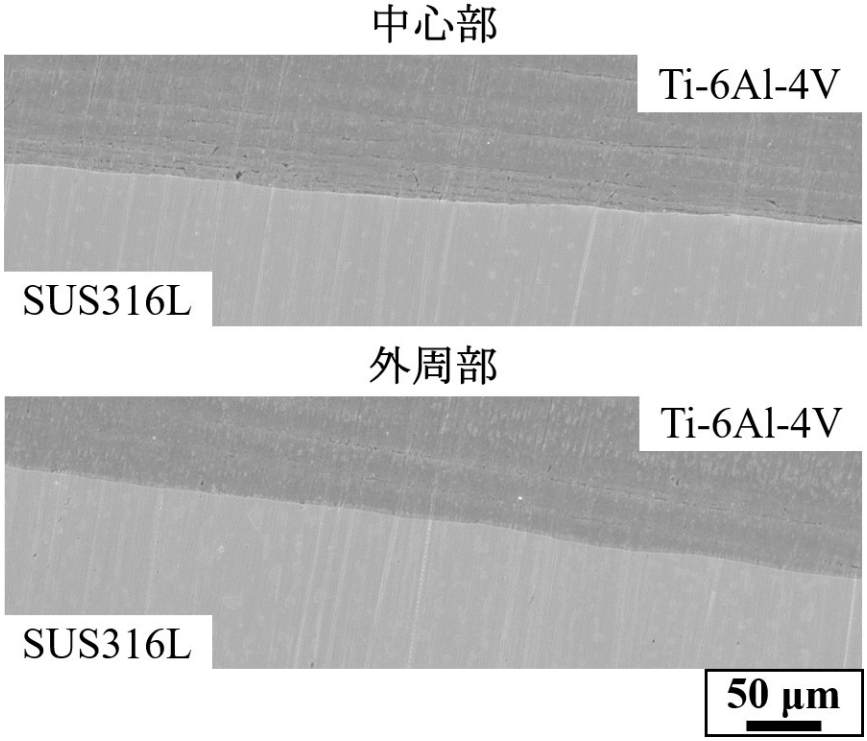


図 6.19　継手界面中心部と外周部微細組織の SEM 観察結果

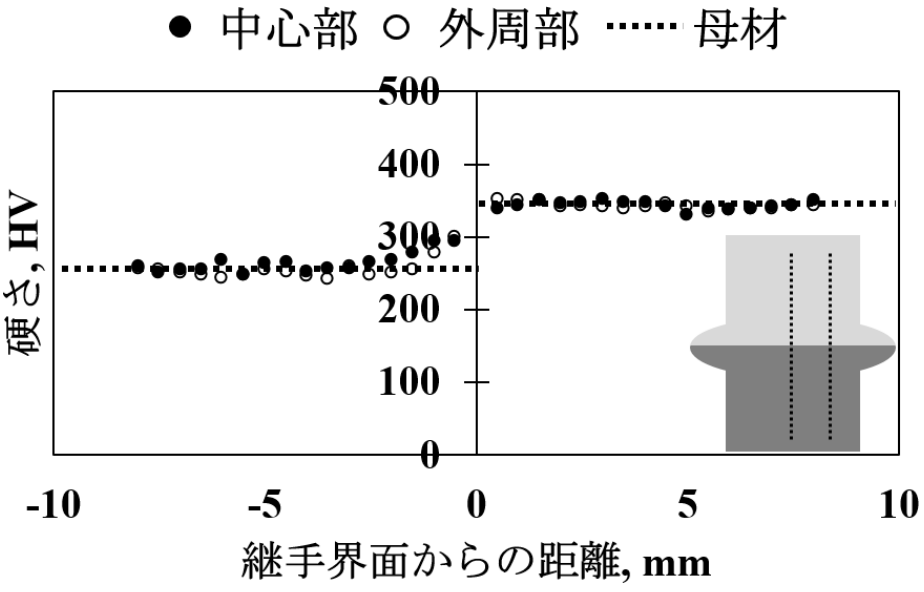


図 6.20　継手中心部と外周部の縦軸方向に沿った硬さ分布

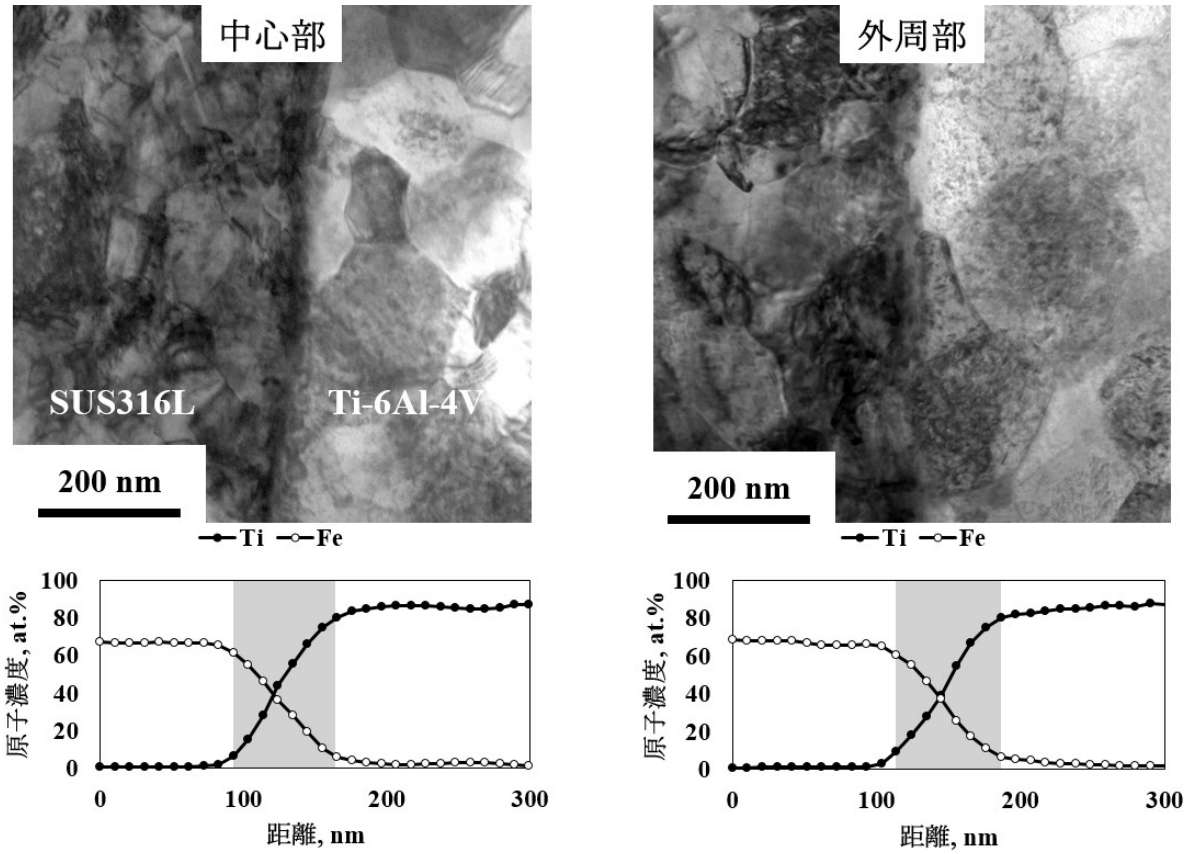


図 6.21　継手界面中心部と外周部の TEM 明視野像と連続点分析結果

圧力制御通電圧接中の Ti-6Al-4V と SUS316L の変形挙動と界面組織形成の関係を調査するために、寄り代方向と半径方向に沿った変位を測定した。得られた結果をそれぞれ図 6.22 と図 6.23 に示す。寄り代は軸方向に沿った材料の圧縮変形に起因する線形変位量で定義した。Ti-6Al-4V と SUS316L の両側で同時に変形が進み、最終的には Ti-6Al-4V 側が 4.3 mm、SUS316L 側が 3.2 mm の寄り代であったことがわかる。これは、接合中に両材料が同時に変形しただけではなく、同程度の大変形が生じたことを意味している。また、図 6.23 に示すように、半径方向に沿った変位に関しては、両材料の接合面が半径方向に沿って剪断変形せず同じ速度で拡大しており、両材料が完全に同じ変形挙動を示している。

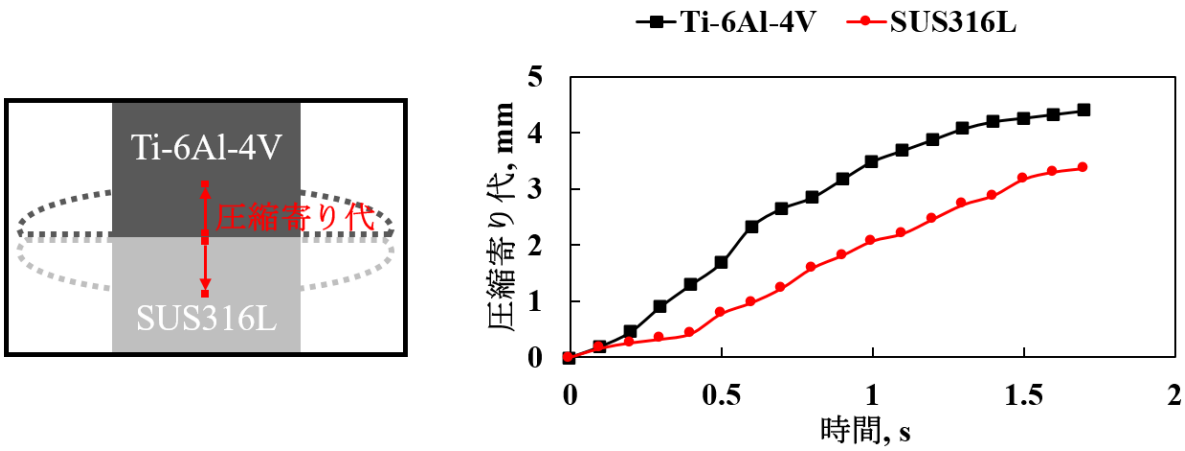


図 6.22　圧力制御通電圧接中の Ti-6Al-4V と SUS316L の時間と寄り代の関係

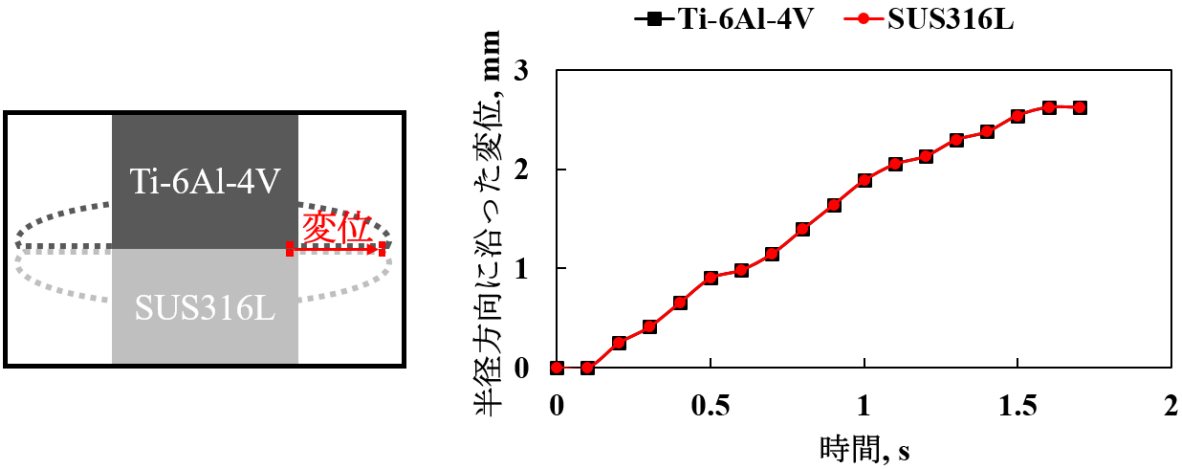


図 6.23　圧力制御通電圧接中の Ti-6Al-4V と SUS316L の時間と半径方向に沿った変位の関係

また、Ti-6Al-4V と SUS316L の圧力制御通電圧接に要する時間は～1.7 秒程度であり、拡散接合（接合時間：数十分）および摩擦圧接（接合時間：数十秒）と比べて相当に短い接合時間となっている。更に、高い接合圧力を加えることで、接合界面を低い温度で変形させることができる。これらの特徴から、圧力制御通電圧接継手においては、典型的な拡散接合継手（金属間化合物層の厚さ：数十 μm[19, 20, 33]）および摩擦圧接継手（金属間化

合物層の厚さ：0.2~5 μm[17, 18, 23-25]）と比べて、厚さが約 70 nm の極めて薄く均一な金属間化合物層が形成される。加えて、Ti-6Al-4V と SUS316L は半径方向に同時に同程度の変形速度で変形し、両材料の接合面では剪断変形もなく完全に同じ界面変形挙動を発現させることが可能である。

Ti-6Al-4V/SUS316L の圧力制御通電圧接の接合メカニズムを模式的に図 6.24 に示す。前述したように、両材料の被接合面には酸化膜や凹凸が存在する（図 6.24a）。接合面は大荷重の印加によって接触し、Ti-6Al-4V と SUS316L の変形抵抗の温度依存性曲線の交点に該当する圧力を加えた状態で通電することで、所望の接合温度で両材料が同時に変形する。この段階では初期の連続的な酸化膜が破砕分断されることで、接合面に新生面が形成する（図 6.24b）。これらの新生面では白い矢印に示すように大荷重と高温によって局部的に原子間結合が形成されるものの、表面の凹凸や酸化物層および不十分な界面変形のため、接合されていない領域が存在する。しかし、酸化物が存在しない領域に電流が集中し、当該領域での発熱が促進されると考えられる（図 6.24b）。その結果、欠陥の周囲の材料変形が促進され、欠陥の除去が促進される。さらに変形が進むと、酸化膜がさらに粉砕・分散されながら排出され、界面欠陥がさらに除去される（図 6.24c）。十分な変形の後、最終的に健全な界面組織が形成される（図 6.24d）。なお、反に酸化物が接合界面に僅かに残存する場合であっても、微細分散されることで無害化されると考えられる。

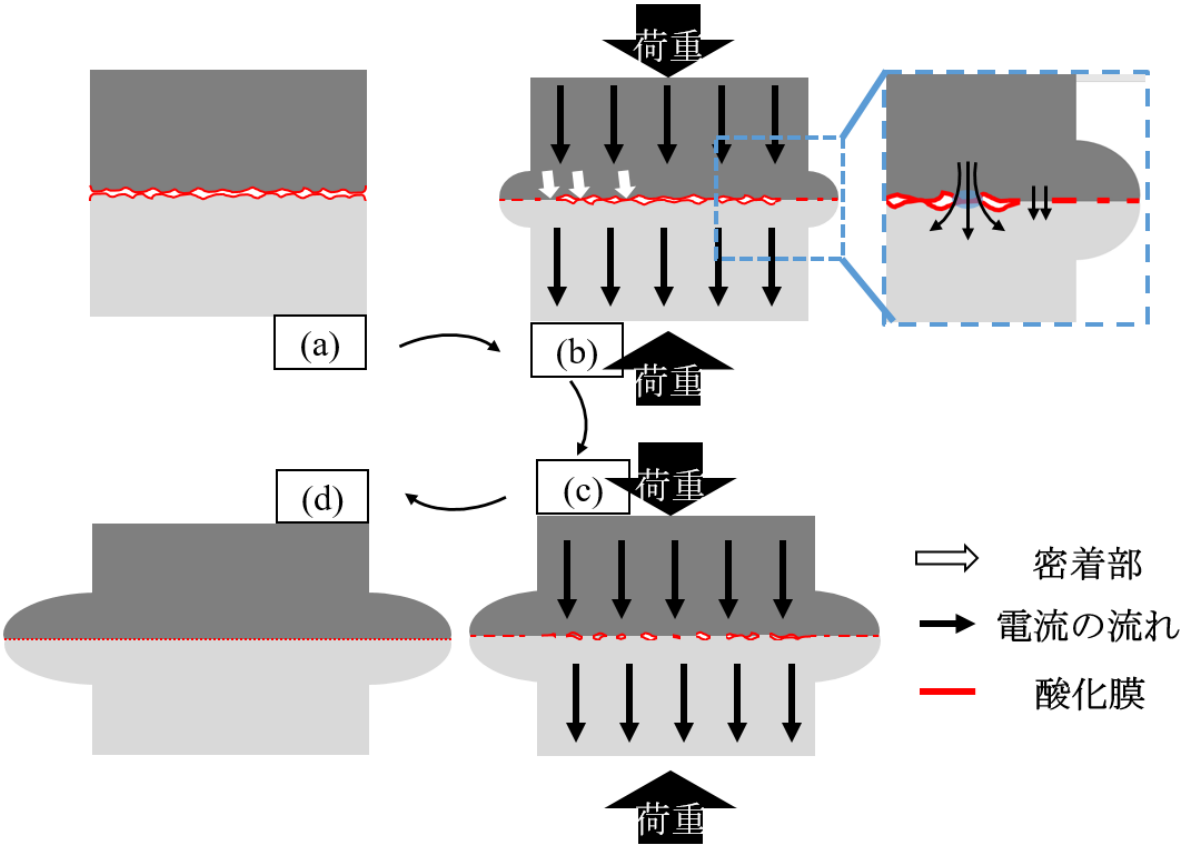


図 6.24　圧力制御通電圧接における界面形成メカニズムの模式図

6.3.4　圧力制御通電圧接と摩擦圧接の相違点

摩擦圧接は代表的な固相接合法の一つである。摩擦圧接と圧力制御通電圧接は全体の構成しては類似点も多いが、前述したように、界面での変形挙動は大きく異なる。これらの接合法における共通の主な接合メカニズムは、被接合界面での新生面形成、即ち、密着した両材料の被接合面に存在する凹凸や酸化膜の除去である。それゆえに、変形挙動はこれらの接合法において、非常に重要な現象である。摩擦圧接では、中心部と外周部において、回転運動による周速度が異なるため、中心部では低い周速度によって温度が低く、外周部では高い周速度によって温度が高くなる傾向がある。Liu ら[22]は Ti-6Al-4V と SUS316L の摩擦圧接界面を観察した結果、Ti-6Al-4V が SUS316L の方に凸形状になることを報告した。この結果は、図 6.2 に示すように、温度の増加に伴って Ti-6Al-4V の変形抵抗は SUS316L より急激に低下するため、低温である中心部において Ti-6Al-4V は SUS316L より変形抵抗が高く、高温である外周部において Ti-6Al-4V の変形抵抗がより低くなることに起因している。

これに対し、図 6.5 に示すように、圧力制御通電圧接で得られた継手界面は基本的に直線状であり、SUS316L から Ti-6Al-4V の方に僅かに凸形状となる。即ち、接合界面での温度分布が摩擦圧接よりも均一であることを示唆している。中心部の方が外周部より少し温度が高くなるが、これは中心部と外周部の冷却速度の差異に起因していると思われる。また、Liu ら[22]は Ti-6Al-4V と SUS316L の摩擦圧接において、低温でより軟らかい SUS316L の方が先に変形が始まり、その後に Ti-6Al-4V の方のみが変形することを報告した。一方で、図 6.4 に示すように、圧力制御通電圧接では両材料が同時に変形することが確認された。接合界面の連続性は健全な界面組織の形成において重要な要素の一つであるが、摩擦圧接では加えられる運動が回転方向と圧縮方向の複合運動となることに加え、中心部と外周部の周速度が異なることから、均一な温度分布および変形挙動を得ることが難しい。しかしながら、圧力制御通電圧接では電気抵抗発熱により界面全域に均一に入熱され、一軸圧縮方向の単純な変形挙動を有するため、継手界面の高い連続性を得ることができる。また、中心部と外周部における均一性のみならず、Ti-6Al-4V と SUS316L で均一な変形挙動

が得られる結果、圧力制御通電圧接では摩擦圧接よりも均一に新生面を形成させることができる。これらの特徴的な変形挙動は 100 %に至る継手効率の向上に寄与したと考えられる。

6.4　まとめ

本章では、Ti-6Al-4V と SUS316L の圧力制御通電圧接を行った。接合圧力で接合温度を制御できる特徴を活かして、異種材料の接合に取り組んだ。変形抵抗の温度依存性曲線に交点を有する組合せの異材接合に関して、当該交点に対応する接合圧力を用いた圧力制御通電圧接によって、極めて良好な異材継手を得ることができる。寄り代を制御することで、界面変形量を変化させることができる。界面変形量の増加に伴って接合面に存在する欠陥や酸化膜がバリとして排出されることで新生面の形成が促進され、新生面同士が原子拡散によって接合される。電気抵抗熱を熱源として用いることで、接合界面全域に均一な接合温度分布を実現することができる。低い接合温度と短い接合時間で接合が達成され、接合部に熱影響軟化部が形成されないだけでなく、極めて薄い金属間化合物層が接合界面において均一に形成させることができる。加えて、当接する被接合界面が同じ速度で半径方向に変形することにより、剪断変形のない接合界面が形成される。これらの結果、機械的混合層、亀裂および空孔の形成が効果的に抑制される。

6.5　第 6 章の参考文献

[1] A. Fuji, Y. Horiuchi, K. Yamamoto, Sci. Technol. Weld. Join. 10 (3) (2005) 287–294.

[2] N. Orhan, T.I. Khan, M. Eroğlu, Scr. Mater. 45 (4) (2001) 441–446.

[3] H. Kato, M. Shibata, K. Yoshikawa, Mater. Sci. Technol. 2 (4) (1986) 405-409.

[4] M. Fazel-Najafabadi, S.F. Kashani-Bozorg, A. Zarei-Hanzaki, Mater. Des. 32 (4) (2011) 1824–1832.

[5] X. Hao, H. Dong, P. Li, Y. Xia, J. Manuf. Process 37 (2019) 413–417.

[6] M.J.C. Oliveira, R.H.F. Melo, T.M. Maciel, C.J. de Araújo, Mater. Chem. Phys. 224 (2019) 137–147.

[7] Q. Chu, M. Zhang, J. Li, C. Yan, Z. Qin, J. Mater. Process Technol. 240 (2017) 293–304.

[8] G. Mou, X. Hua, M. Wang, F. Li, J. Manuf. Process 38 (2019) 104–112.

[9] A. Elrefaey, W. Tillmann, Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci. 38 (12) (2007) 2956–2962.

[10] J.G. Lee, M.K. Lee, Mater. Charact. 129 (2017) 98–103.

[11] B. Shanmugarajan, G. Padmanabham, Opt. Lasers Eng. 50 (11) (2012) 1621–1627.

[12] S. Chen, M. Zhang, J. Huang, C. Cui, H. Zhang, X. Zhao, Mater. Des. 53 (2014) 504–511.

[13] Y. Zhang, D. Sun, X. Gu, H. Li, Mater. Lett. 231 (2018) 31–34.

[14] K. Ishida, Y. Gao, K. Nagatsuka, M. Takahashi, K. Nakata, J. Alloys Compd. 630 (2015) 172–177.

[15] Y. Gao, K. Nakata, K. Nagatsuka, F.C. Liu, J. Liao, Mater. Des. 65 (2015) 17–23.

[16] S.D. Meshram, T. Mohandas, G.M. Reddy, J. Mater. Process Technol. 184 (1-3) (2007) 330–337.

[17] S. Kundu, S. Sam, S. Chatterjee, Mater. Des. 32 (2011) 2997-3003.

[18] M. Ghosh, S. Chatterjee, B. Mishra, Mater. Sci. Eng. A 363 (1-2) (2003) 268–274.

[19] P. Li, H. Dong, Y. Xia, X. Hao, S. Wang, L. Pan, J. Zhou, J. Manuf. Process 33 (2018) 54–63.

[20] X. Li, J. Li, Z. Liao, F. Jin, F. Zhang, J. Xiong, Mater. Des. 99 (2016) 26–36.

[21] Y. Aoki, R. Kuroiwa, H. Fujii, G. Murayama, M. Yasuyama, ISIJ Int. 59 (10) (2019) 1853-1859.

[22] H. Liu, Y. Aoki, K. Ushioda, H. Fujii, J. Mater. Sci. Technol. 46 (2020) 211–224.

[23] S. Kundu, S. Sam, S. Chatterjee, Mater. Sci. Eng. A 528 (15) (2011) 4910–4916.

[24] S. Kundu, G. Anand, S. Chatterjee, Metall. Mater. Trans. A 44 (2013) 2196-2211.

[25] S.K. Ghosh, S. Chatterjee, Mater. Manuf. Process 25 (2010) 1317-1323.

[26] P. He, X. Yue, J.H. Zhang, Mater. Sci. Eng. A 486 (2008) 171-176.

[27] X.J. Yuan, G.M. Sheng, B. Qin, W.Z. Huang, B. Zhou, Mater. Charact. 59 (2008) 930-936.

[28] J. Han, G.M. Sheng, X.L. Zhou, J.X. Sun, ISIJ Int. 49 (2009) 86-91.

[29] B. Qin, G.M. Sheng, J.W. Huang, B. Zhou, S.Y. Qiu, C. Li, Mater. Charact. 56(2006) 32-38.

[30] S. Sam, S. Kundu, S. Chatterjee, Mater. Des. 40 (2012) 237-244.

[31] S. Kundu, B. Mishra, D.L. Olson, S. Chatterjee, Mater. Des. 51 (2013) 714-722.

[32] G. Thirunavukarasu, S. Kundu, B. Mishra, S. Chatterjee, Metall. Mater. Trans. A 45 (2014) 2067-2077.

[33] P. Li, J. Li, M. Salman, L. Liang, J. Xiong, F. Zhang, Mater. Des. 56 (2014) 649-656.

[34] R. Kumar, M. Balasubramanian, Defence Technology 11 (2015) 65-75.

[35] C. Groza, I. Mitelea, E. Dimian, Metal 5 (2011) 18-20.

[36] H. Liu, H. Fujii, Mater. Sci. Eng. A 800 (2021) 140303.

第 7 章　圧力制御通電圧接による AA5052/S45C の異種接合

7.1　緒言

輸送機器の軽量化は CO_2 排出を効果的に抑制できる方法として知られており、異種接合は軽量化を実現するための代表的な技術として盛んに研究されている[1-5]。特に、Al と Fe の異種継手は軽量化に加えて走行性能の向上等にも貢献するため、図 7.1[6]に示すように、自動車産業での需要が高まっている[7-9]。溶融溶接を用いた Al/Fe の異種接合においては、両材料における熱的・機械的性質が大きく異なるだけでなく、厚くて脆い金属間化合物が形成するため、健全な継手を得ることが難しい[10-14]。村上ら[15]はガスメタルアーク溶接（GMA 溶接）を用いて、Al 合金/鋼の重ね継手を作製した。その結果、2.5 μm の厚さを有する比較的薄い金属間化合物（IMC；Intermetallic compound）層の形成に成功したが、引張試験片は軟化した Al 側の熱影響部（HAZ；Heat affected zone）で破断し、70 %程度の継手効率に留まっている。Cui ら[16]はレーザオフセット溶接を用いて Al 合金と鋼の突き合せ継手を作製し、得られた継手の接合界面において η-Fe_2Al_5 と θ-Fe_4Al_{13} で構成される IMC 層が形成した。深さ方向に沿って不均一に形成した IMC 層は三つの領域に分けられ、これらの領域が存在することで変形抵抗が不均一になることが報告されている。継手効率の低下を防止するためには、接合中の入熱を低減することで IMC 層の厚さを数ミクロン以下に抑えるとともに、HAZ 軟化部の形成も抑制する必要がある。

Al/Fe の異種接合に対して、爆発接合[17]、摩擦攪拌接合[18-26]、摩擦攪拌点接合[27-29]および摩擦圧接[30-35]など、様々な固相接合法の適用が増加している。Paul らの研究[17]では、両被接合材の高速衝撃を利用することで低温接合する爆発接合は、溶接が困難な種々の同種接合や異種接合に対して有効であることが報告された。福本ら[18]は、Al 合金と鋼の摩擦攪拌接合における両側の材料流動が、接合部の微細組織と機械的性質に顕著な影響を与えると報告した。摩擦攪拌ツールを鋼側に 0.1 mm までオフセットし、回転速度を 3000RPM まで増加すると、攪拌が困難な鋼の流動が向上し、接合強度が徐々に増加した。Kar ら[23]は摩擦攪拌接合を用いて作製した Al 合金/鋼重ね継手について、接合界

面の微細組織を調査した。その結果、1700 RPM の高いツール回転速度によって円滑な塑性流動が得られ、良好な接合界面が形成することで継手の剪断強度が増加することを示した。

摩擦圧接は丸棒に適用できる効率的な固相接合法として広く研究されている。しかしながら、Zhang ら[30]が報告しているように、Al 合金/ステンレス鋼の異材摩擦圧接においては、界面での入熱や塑性流動が不均一であるため、IMC厚さの分布も不均一となる。また、Al と Fe を摩擦圧接する場合、これらの材料の変形抵抗の温度依存性は図 7.2 に示すように大きく異なる。したがって、回転摩擦を利用して発熱させると両材料の接合界面温度は同時に上昇するため、先に Al 側が変形可能な温度に到達し、Al 側だけが変形することになる。それゆえに、Fe 側は変形せず、Fe 側の接合面に存在する凹凸や酸化膜を除去することは困難である。Wang ら[31]は Al 合金/ステンレス鋼における摩擦圧接を行い、Al のみをバリとして排出した継手を得た。Taban ら[32]は Al 合金と鋼の異種接合において、加工によって Fe 側の接合面に渦巻き形状の溝を形成させ、軟化した Al を Fe 側の溝に押し込む摩擦圧接技術を報告している。当該内容は、Al/Fe の摩擦圧接において、Fe は基本的に変形しないことを示している。即ち、健全な Al/Fe 摩擦圧接継手を作製するためには、研磨によって Fe 側の接合面に存在する凹凸や酸化膜を予め除去する手順が必要になる。加えて、Fe の被接合界面に予備処理を施した場合であっても、摩擦圧接によって均質な接合界面を得ることは極めて困難である。

そこで、本章では大荷重とジュール熱を用いることで界面全域に低温で均一な入熱が可能な圧力制御通電圧接法を用いて、変形しやすい Al 側は低い電気抵抗によって変形を遅延させ、変形しにくい Fe 側は高い電気抵抗によって変形を促進することで、被接合界面における両材料の変形を実現し、健全な接合界面を有する異種継手の作製を目指した。

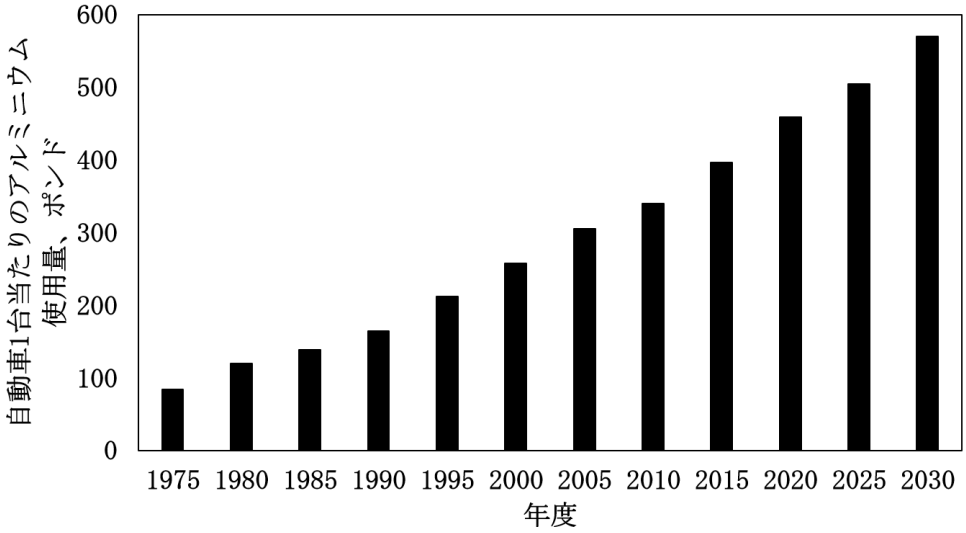


図 7.1　自動車のアルミニウム使用量の推移[6]

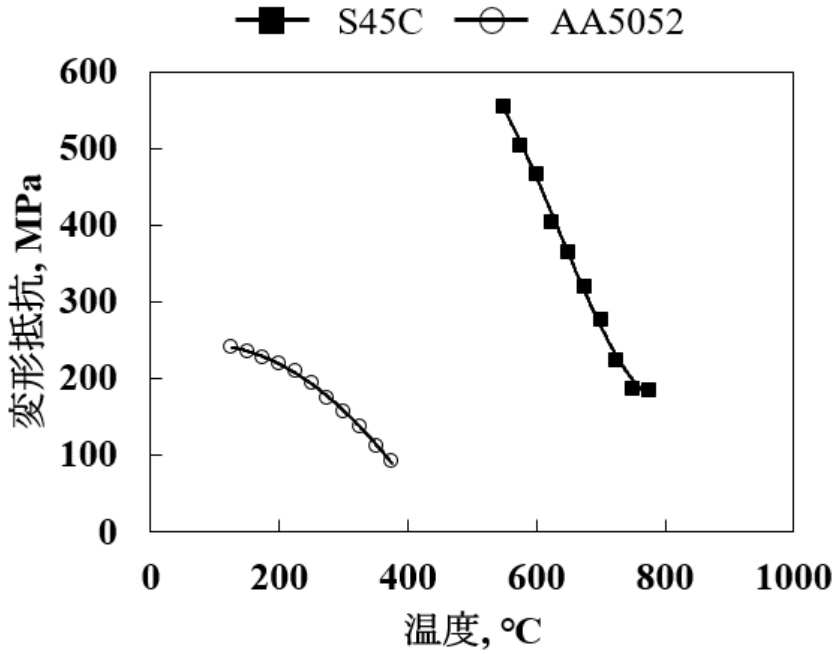


図 7.2　S45C と AA5052 の変形抵抗の温度依存性

7.2　実験方法

引き抜き AA5052-H34 丸棒と圧延 S45C 丸棒を供試材として用い、圧力制御通電圧接を行った。母材の化学組成を表 7.1 に示す。また、両材料の変形抵抗の温度依存性を調査するために、放電加工機（AG360L、SODIC）によって作製した平行部長さ 4 mm、厚さ 2 mm、幅 2 mm の引張試験片（図 7.3a）を用いて高温引張試験（AGS-X、島津製作所）を実施した。

表 7.1　母材の化学組成（wt.%）

Element / Alloy	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Fe
S45C	0.45	0.20	0.81	0.017	0.023	0.01	0.10	0.01	Bal

Element / Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Al
AA5052	0.08	0.19	0.03	0.05	2.6	0.19	0.02	Bal

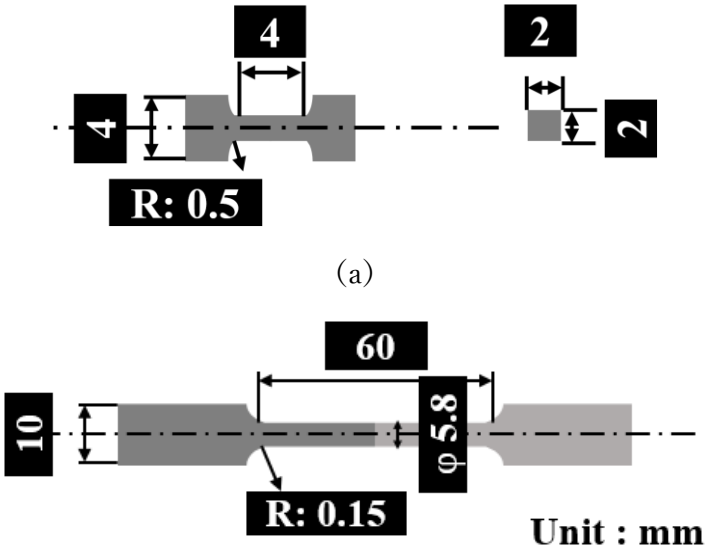


図 7.3　（a）母材の高温引張試験片と（b）圧力制御通電圧接継手の引張試験片の模式図

そこで、本章では大荷重とジュール熱を用いることで界面全域に低温で均一な入熱が可能な圧力制御通電圧接法を用いて、変形しやすい Al 側は低い電気抵抗によって変形を遅延させ、変形しにくい Fe 側は高い電気抵抗によって変形を促進することで、被接合界面における両材料の変形を実現し、健全な接合界面を有する異種継手の作製を目指した。

丸棒を被接合材として使用する場合、S45C 側で発生するジュール熱はより温度が低い AA5052 側に逃げるため、S45C 側の接合面の温度は接合面以外の領域よりも低くなり、主な変形は接合面以外の領域で生じた。当該結果から、丸棒試料の接合面にジュール熱を集中させるために、接合面の直径を 5.8 mm の円錐台形状（丸棒の直径：10 mm）にテーパ加工することで、接合面の電流密度がそれ以外領域の 3 倍になるようにした。ジュール熱 Q は下記の式 7.1 で計算することができる。

$$Q = t^* \rho^* L^* I2/r1r2\pi \quad \cdots\cdots (7.1)$$

t は時間（秒）、ρ は比抵抗（Ω*m）、L は接合部長さ（mm）、I は電流（A）、r1 と r2 はそれぞれ接合面の直径と下部の直径である。式 7. 1 に基づくと、ジュール熱の発生量は抵抗部の面積に反比例し、抵抗部の長さに比例する。

上記のテーパ形状に加え、S45C 側の発熱量を増加させ、AA5052 側の発熱量を減少させるために、図 7.4 に示すように AA5052 側と S45C 側の接合部長さをそれぞれ 5 mm、4 mm、3 mm および 6 mm、7 mm、8 mm に設定した。接合部の合計長は 11 mm で一定とし、長さの比率を変化させている。

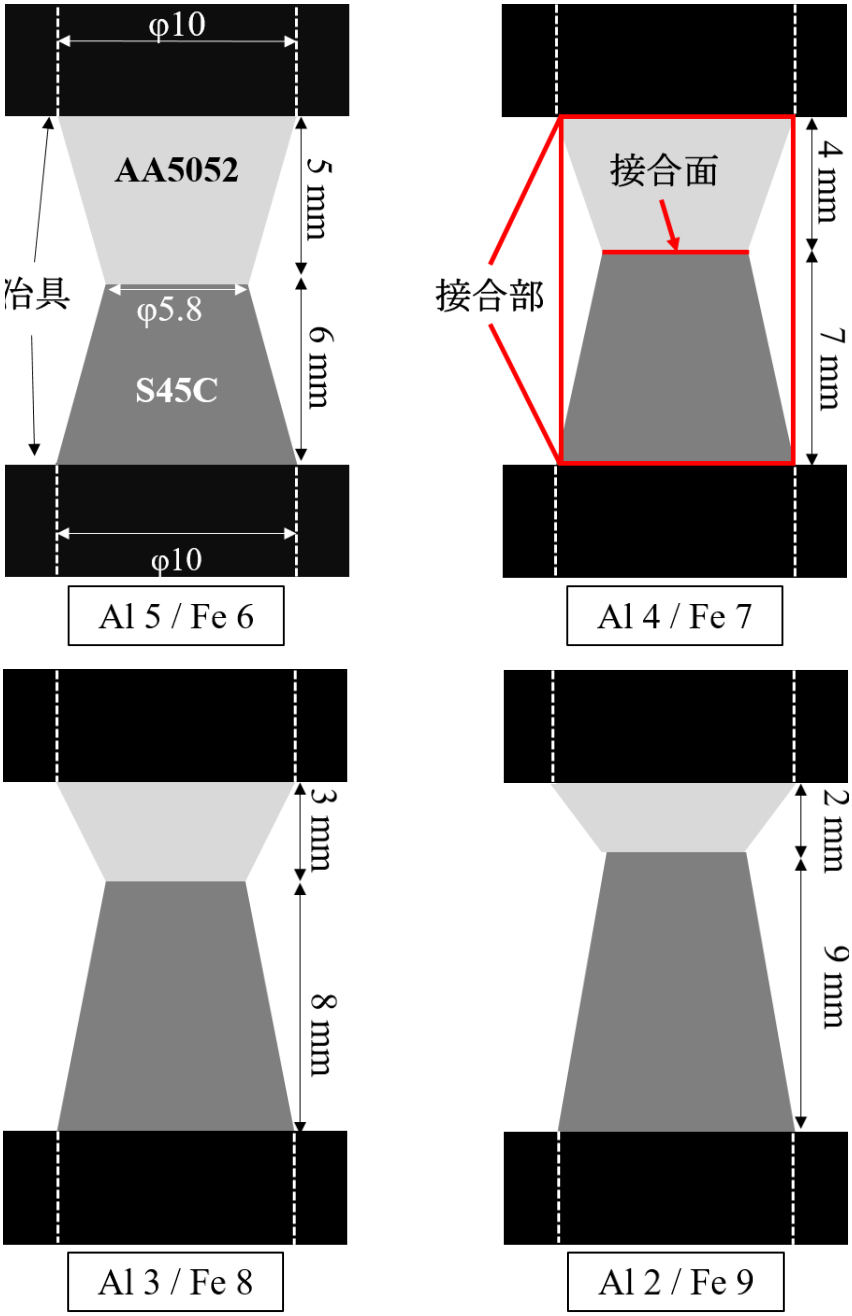


図 7.4　異なる接合部長さ比でテーパ加工した試料の模式図

表 7.2　圧力制御通電圧接の接合条件

接合因子	値
接合圧力 (MPa)	160, 180, 200, 220
電流 (A)	5000
寄り代 (mm)	7.0

接合前には、旋盤を用いて丸棒の接合面を加工し、アセトンで洗浄した。接合条件は表 7.2 に示すように、電流を 5000 A、寄り代を 7 mm に固定し、接合圧力を 160 MPa から 220 MPa まで変化させた。また、試料の表面に黒体塗料を塗布することで、両材料の放射率を一致させ、熱画像カメラ（CPA-T640、CHINO）を用いて 30 fps のレート、0.94 の放射率で接合温度を測定した。

継手の引張強度は図 7.3b に示すように、直径 5.8 mm、平行部長さ 40 mm の丸棒試験片を用いて、1 mm/min のクロスヘッド速度で引張試験を行うことで評価した。作製した継手は放電加工機を用いて縦軸断面試料を切り出して、1 μm のダイヤモンド懸濁液を用いて機械研磨を行った。走査型電子顕微鏡（Scanning electron microscope：SEM、JSM-7001FA、JEOL）とエネルギー分散型 X 線分析装置（Energy dispersive x-ray spectroscopy：EDS）を用いて接合界面における微細組織を観察した。また、S45C 側をエタノール 98 %+硝酸 2 %の溶液で 30 秒エッチングをし、AA5052 側を-30 ℃の温度と 15 V の電圧条件で、硝酸 30 %+メタノール 70 %の溶液で 50 秒電解研磨をすることで、観察試料を作製し、接合界面の微細組織を電子後方散乱回折法（Electron backscatter diffraction：EBSD）によって観察した。得られたデータは TSL 社の OIM（*Orientation* Imaging Microscopy、ver.5.31）を用いて解析した。また、接合界面の中心部において縦軸方向に沿った硬さ分布も測定した（FM-300、FUTURE-TECH）。

7.3　実験結果および考察

7.3.1　変形挙動に及ぼす接合部長さ比の影響

図 7.4 に示す異なる接合部長さ比で圧力制御通電圧接継手を作製した。図 7.5 に Al5/Fe6、Al4/Fe7、Al3/Fe8 で得られた継手の縦軸断面写真を示す。各写真に示す数値（%）は、初期の被接合界面から接合界面への面積の拡大率である。接合部長さ比が Al5/Fe6 から Al3/Fe8 に変化すると、接合界面面積拡大率は 193%から 254%まで増加した。これは変形しにくい S45C 側で生じるジュール熱が増加することで、接合面の変形が促進されるためである。

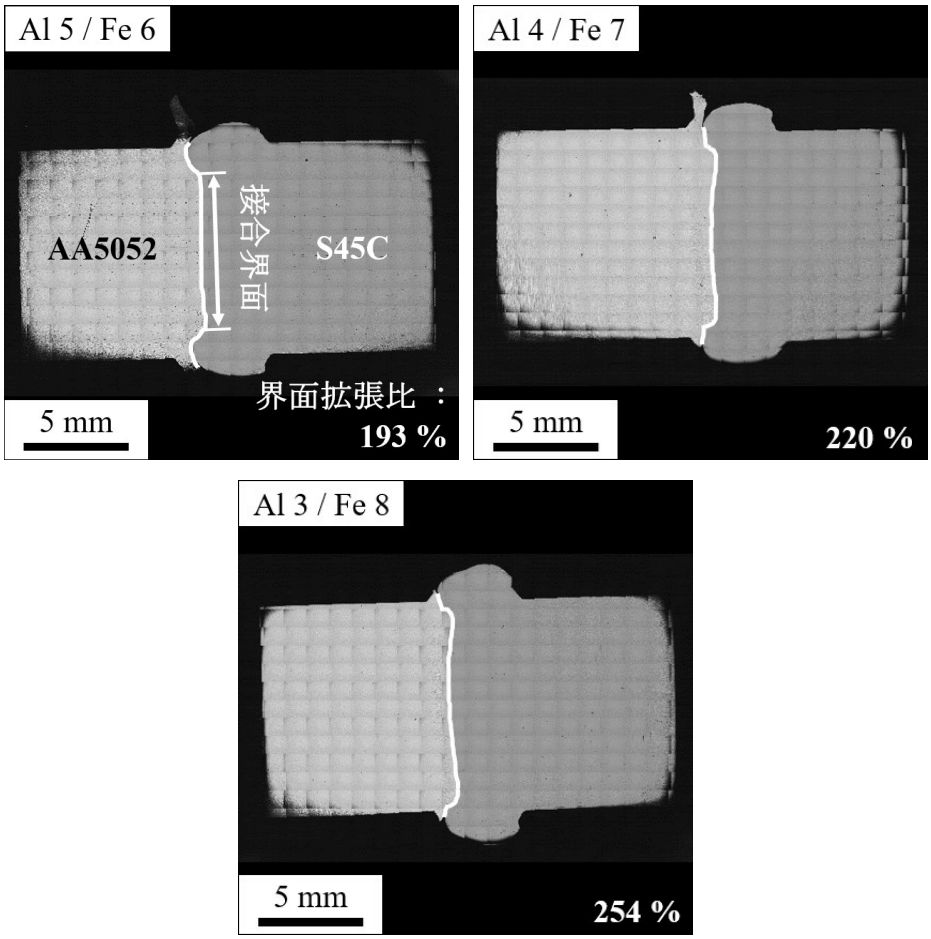


図 7.5　異なる接合部長さ比で作製された継手の縦軸断面写真

異なる接合部長さ比で作製された継手の引張強度を図7.6に示す。Al5/Fe6からAl3/Fe8まで、S45C 側の接合部長さの増加に伴い引張強度が向上し、Al3/Fe8 の条件で 215MPa の最大引張強度が得られた。接合界面面積拡大率の増加に伴い、被接合面に存在する凹凸や酸化膜がバリとして排出される量が増加し、新生面の形成が促進されることが継手の引張強度の向上に寄与したと考えられる。

AA5052 側の長さを 2 mm、S45C 側の長さを 9 mm にした Al2/Fe9 の条件では、接合を達成することができなかった。これは、AA5052 側の接合部長さが短すぎるため、接合に必要な変形量が得られなかったことが原因である。

図 7.7 に両材料の温度および変形挙動を表した赤外線イメージを示す。Al5/Fe6 と Al4/Fe7 では AA5052 側が先に変形した後、S45C 側が遅れて変形を開始するが、Al3/Fe8 の場合では両材料の接合面が同時に変形することが観察された。接合時間に対する両材料の接合面面積変化を計算し、接合面の変形挙動を定量的に分析した。

得られた結果を図 7.8 に示す。各条件における直線の傾きを比較したところ、AA5052 側は接合部長さが 5 mm から 3 mm に減少すると共に傾きが 46 mm^2/s から 37 mm^2/s に減少し、S45C 側は接合部長さが 6 mm から 8 mm に増加するにつれ傾きが 21 mm^2/s から 37 mm^2/s に増加した。これらの結果は、接合部の長さと接合面の変形速度が比例することを示唆している。

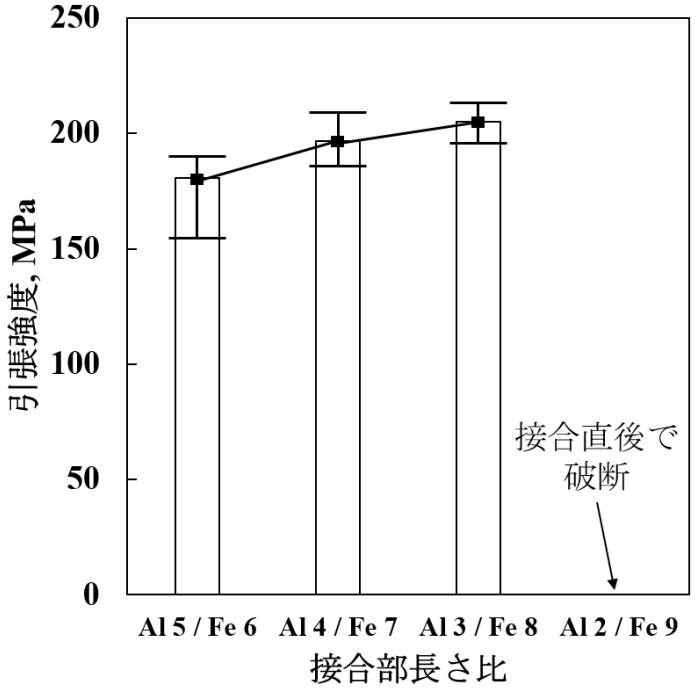


図 7.6　異なる接合部長さ比で作製された継手の引張強度

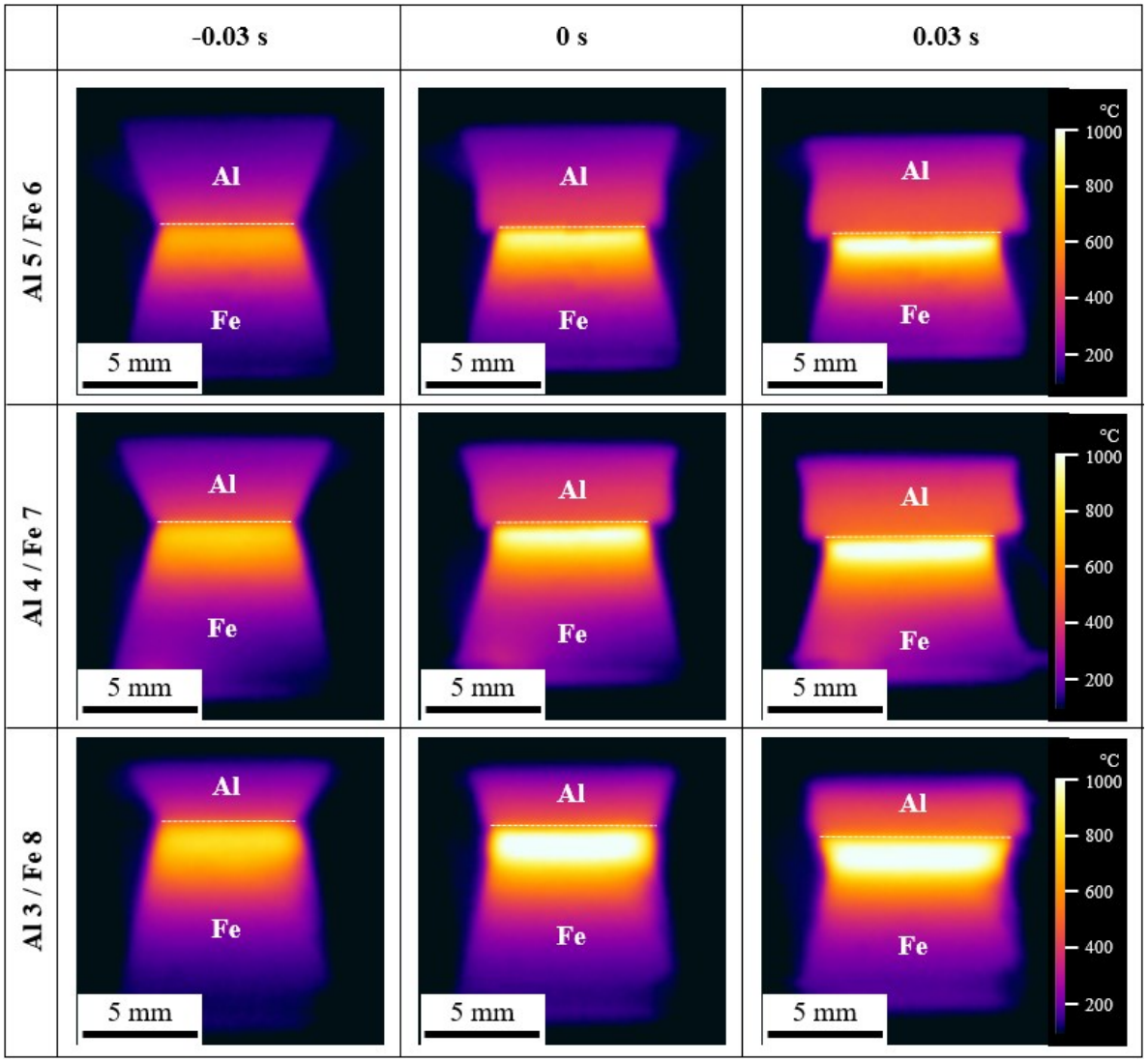


図 7.7　接合中の赤外線カメラ画像

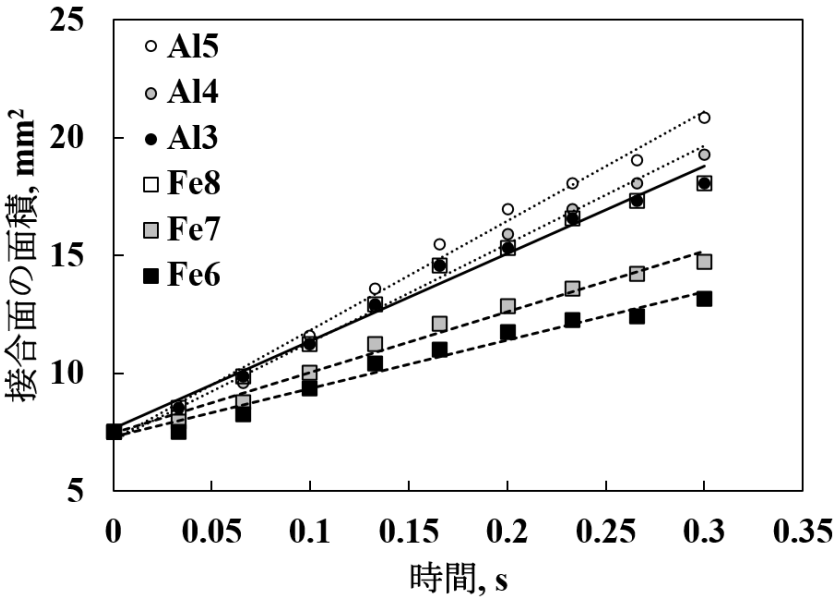


図 7.8　AA5052 側と S45C 側の接合時間と接合面面積変化の関係

異なる接合部長さ比における両材料の昇温速度を図 7.9 に示す。S45C 側の接合部を長く、AA5052 側の接合部を短くすることで、S45C 側の昇温速度は増加し、AA5052 側の昇温速度は低下している。以上の結果より、変形しやすい AA5052 側の昇温速度を低下させることで AA5052 側の変形を抑制し、一方で S45C 側の昇温速度を増加させることで変形を促進することで、接合界面における両材料の同時変形が可能であることが示された。

図 7.10 に異なる接合部長さ比における両材料の最高到達温度を示す。図 7.9 に示すように接合部長さ比が昇温速度に及ぼす影響は顕著であるが、最高到達温度にはあまり影響しないことが明らかとなった。これは、接合圧力が一定の場合、材料が変形可能な温度、つまり最高到達温度は一定であることに起因すると考えられる。

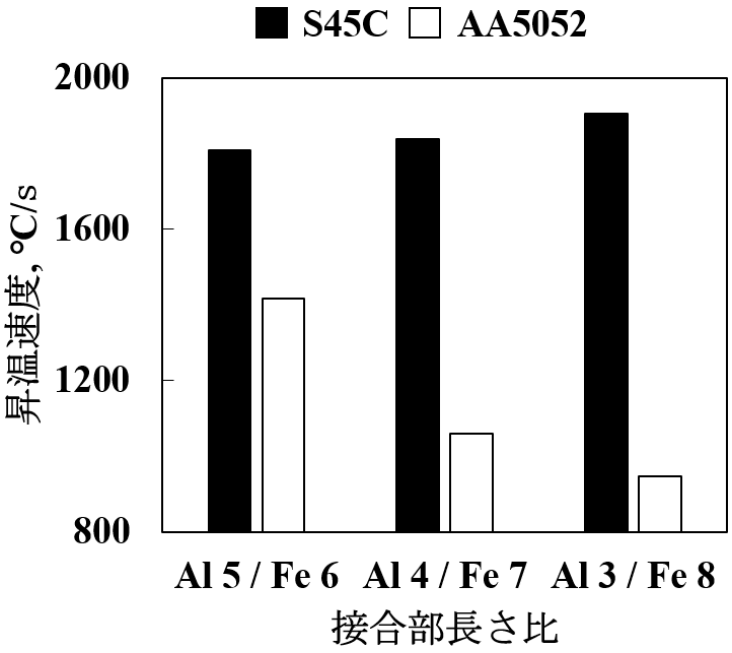


図 7.9　異なる接合部長さ比における両材料の昇温速度

第 6 章では、寄り代を増加させることにより、接合界面の変形量、つまり接合界面面積を増加させた。その結果、継手特性に有害である接合面の凹凸や酸化膜からなるバリの排出量が増加し、これが継手強度を向上させると報告した。しかし、AA5052/S45C の異種接合においては、図 7.2 で示すように両材料の変形抵抗の温度依存性が大きく異なるだけでなく、S45C 側で発生したジュール熱が、低温かつ高い熱伝導率を有する AA5052 側に抜熱する。現状、Al/Fe の異材圧接において、接合界面で両材料を同程度変形させたという報告は見当たらない[30-35]。これに対し、本章では両材料の均一な変形を得るために、接合部の電気抵抗を制御することで昇温挙動と変形挙動を制御し、約 85 %の高い継手効率を有する Al/Fe 異材継手の作製に成功した。

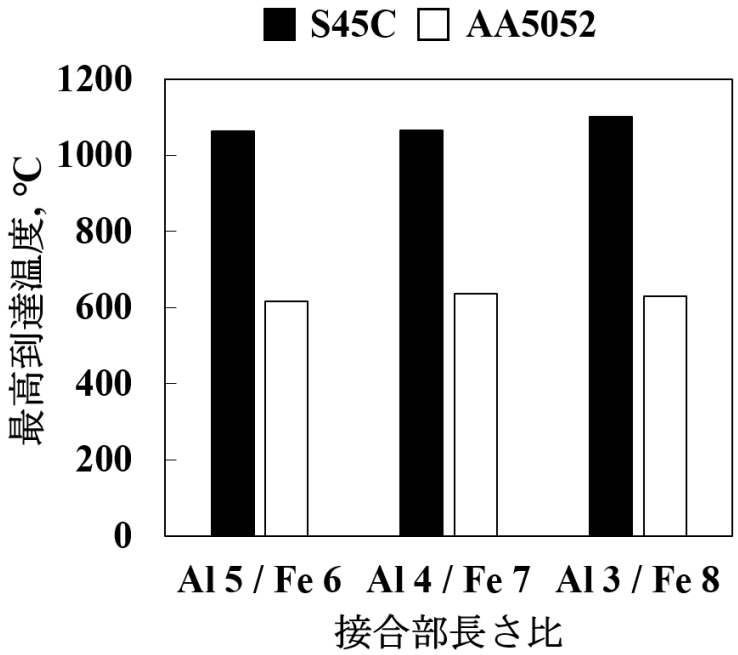


図 7.10　異なる接合部長さ比における両材料の最高到達温度

7.3.2　機械的性質と微細組織に及ぼす接合圧力の影響

接合温度をより低下させて IMC 層および HAZ 部の形成を抑制し、継手効率を向上させるために、電流 3000 A、寄り代 7.0 mm と接合部長さ比 Al3/Fe8 を一定とし、接合圧力を 160 MPa、180 MPa、200 MPa および 220 MPa として圧力制御通電圧接を行った。図 7.11 に得られた継手の接合界面の縦軸断面写真を示す。接合界面面積拡大率は接合圧力に依らず、ほぼ一定である。

接合界面中心部において縦軸方向に沿って硬さ分布を測定した結果を図 7.12 に示す。接合界面近傍の S45C 側は硬化し、AA5052 側は軟化している。接合圧力が 160 MPa から 180 MPa、200 MPa、220 MPa に増加すると、S45C 側の硬化領域の幅は 5.0 mm から 4.5 mm、4.0 mm、3.5 mm に減少した。一方で、AA5052 側の軟化領域の幅は 160 MPa から 220 MPa までの接合圧力の増加に伴い、僅かに減少している。

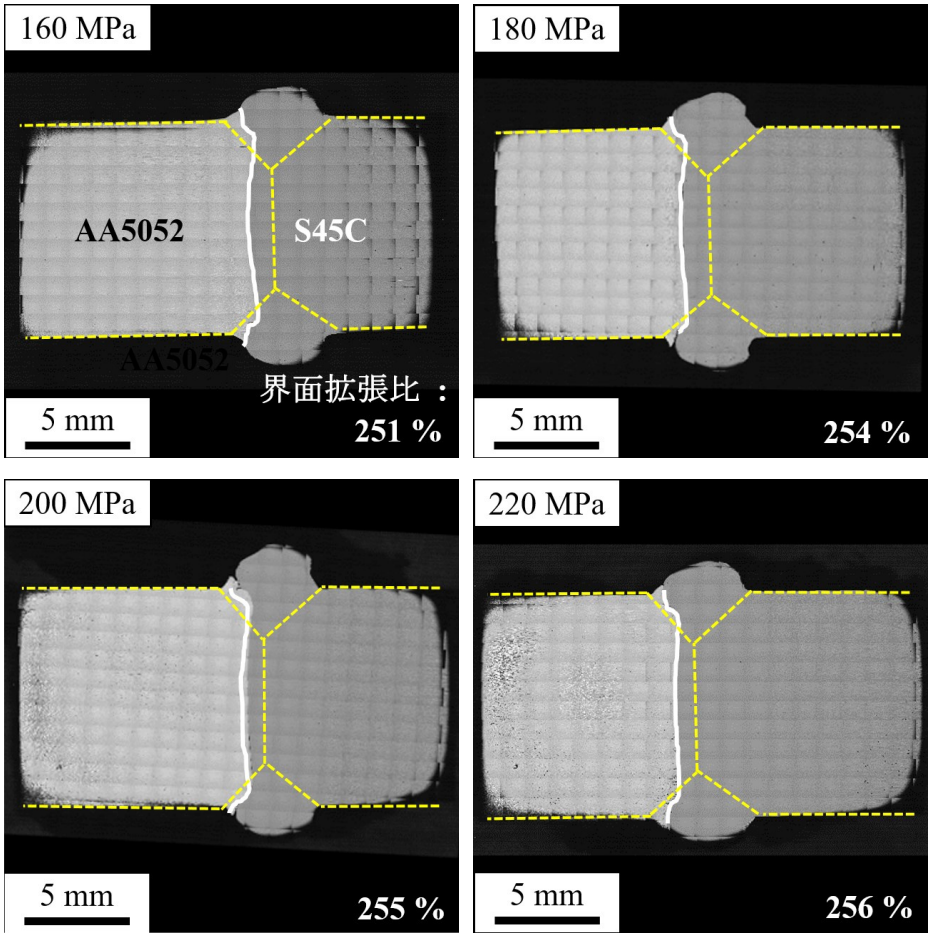


図 7.11　異なる接合圧力で作製した継手接合界面の縦軸断面写真

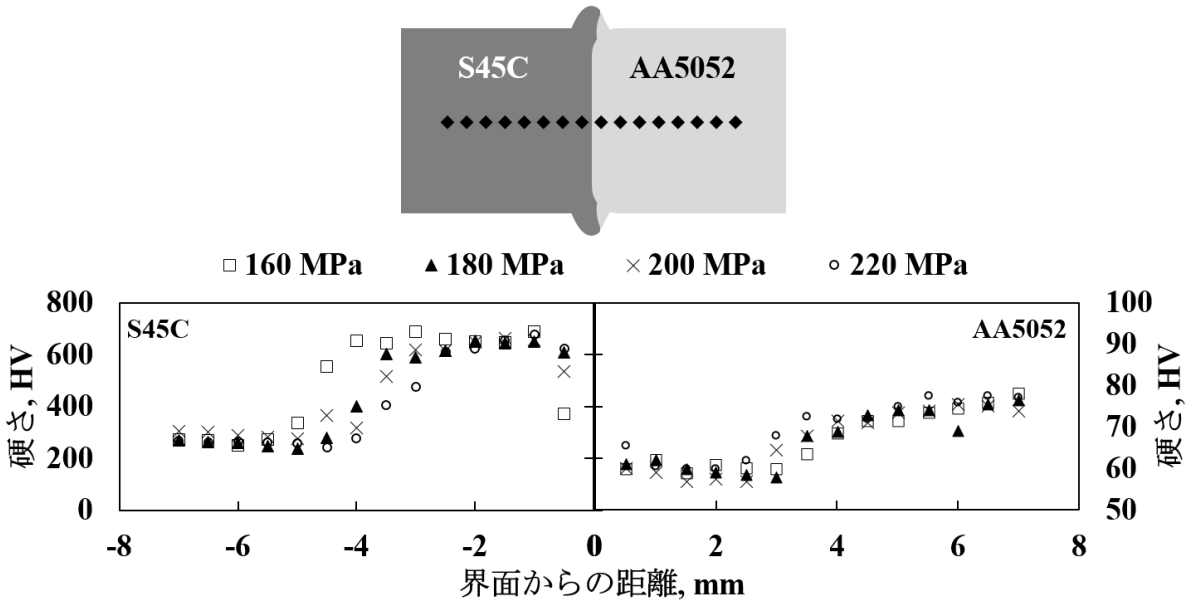


図 7.12　異なる接合圧力で作製した継手の接合界面中心部の縦軸方向に沿った硬さ分布

SEM および EBSD を用いて観察した S45C と AA5052 の母材および 180 MPa で作製した接合部の界面の中心部の微細組織を図 7.13 に示す。EBSD で得られた逆極点図（IPF；Inverse pole figure）では高角粒界（HAGBs；方位差 $\theta \geqq 15^{o}$）を青線、低角粒界（LAGBs、$15^{o} > \theta > 2^{o}$）を白線で表している。S45C 母材の微細組織はフェライトとパーライトで構成されているが、接合部はマルテンサイトと少量のフェライトからなる組織になっている。したがって、S45C 側の接合部の顕著的な硬化は、接合後の冷却時に生じたマルテンサイト変態に起因すると考えられる。一方で、AA5052 母材には冷間加工時に多量の転位が導入されているが、接合部では回復を伴う動的再結晶で転位密度が大幅に減少し、これが AA5052 側の接合部の軟化の原因であると考えられる。これらの結果は、S45C 側の接合温度は A_1 変態点温度以上に上昇し、AA5052 側の接合温度は転位の回復に十分であることを示唆している。接合圧力の増加による硬化領域および軟化領域の減少は、入熱量の減少による温度分布に起因すると考えられる。

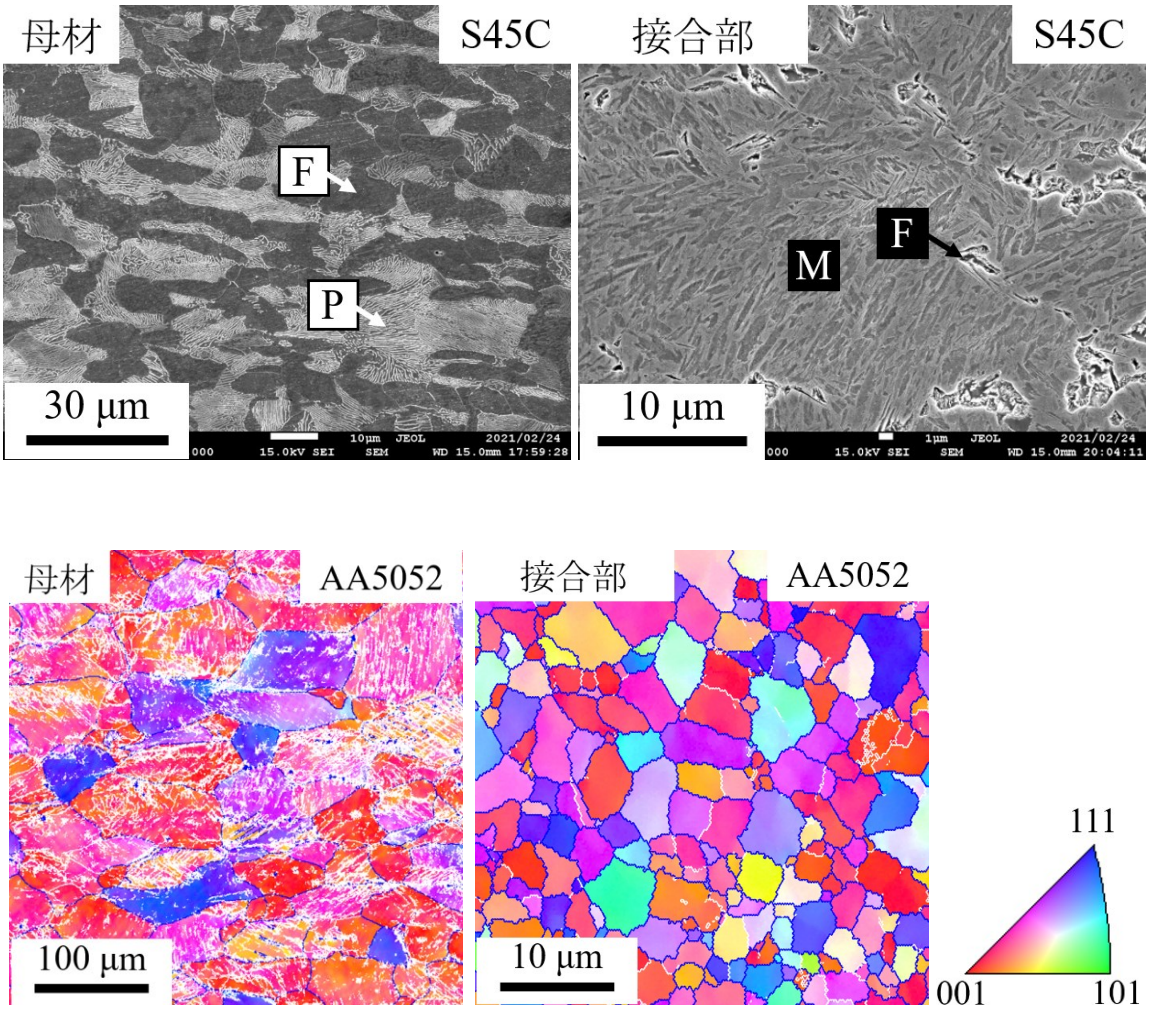


図 7.13　S45C 側および AA5052 側の母材および接合部の SEM と EBSD による微細組織観察結果

図 7.14 は異なる接合圧力で作製した継手の引張試験結果を示す。接合圧力が 160 MPa から 180 MPa に増加すると、継手の引張強度は増加したが、接合圧力が 200 MPa を超えると、引張強度が低下している。

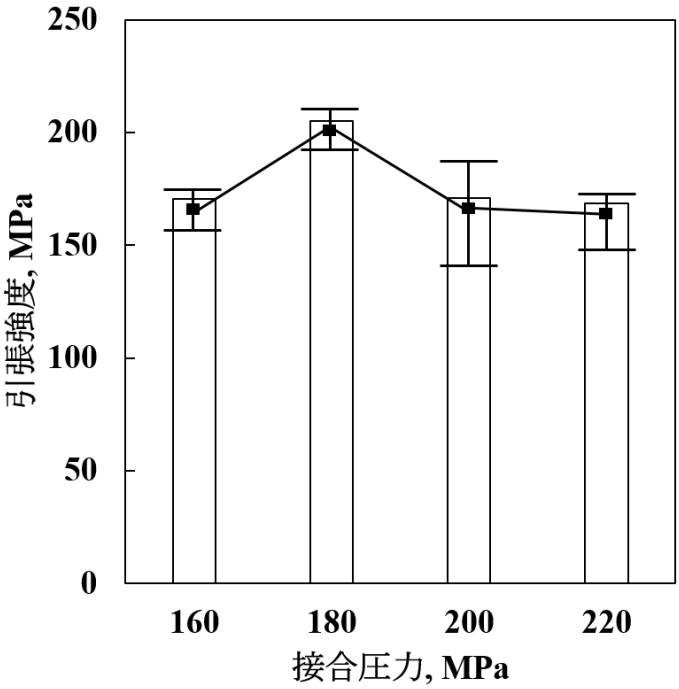
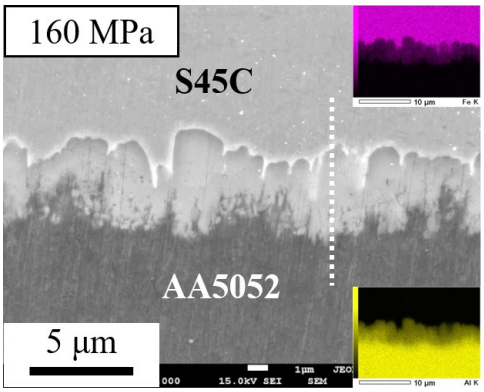
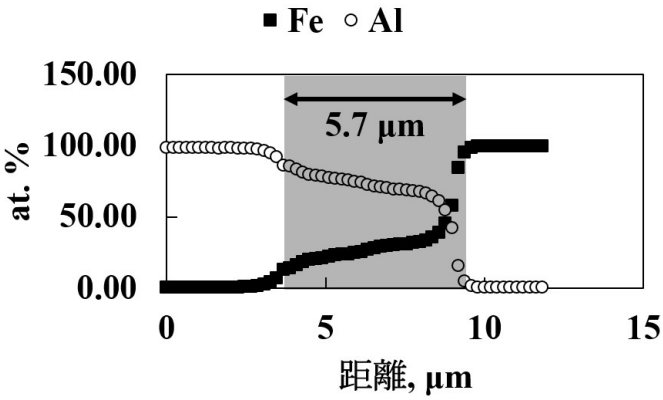
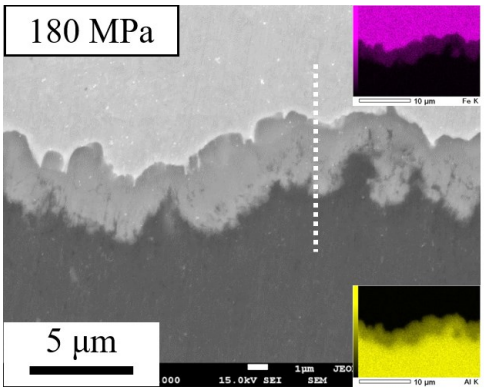


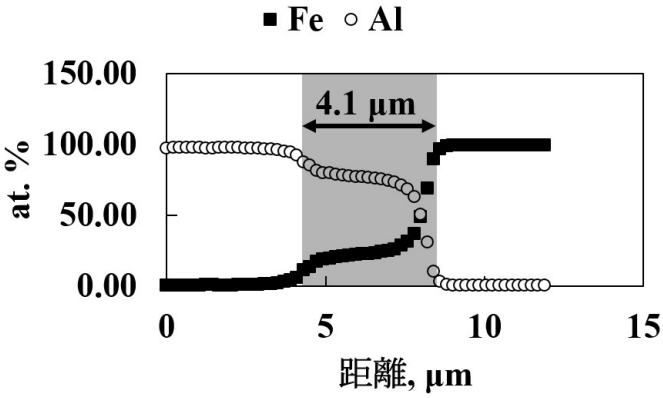
図 7.14　異なる接合圧力で作製した継手の引張強度

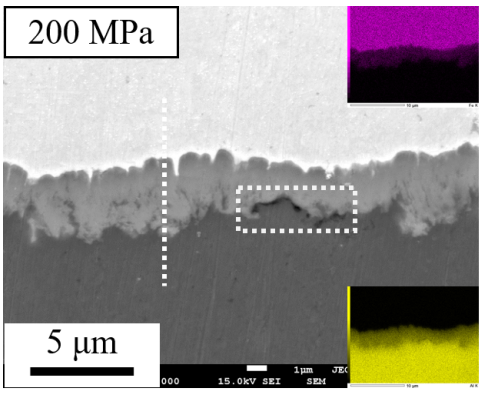
SEM と EDS を用いて観察した接合界面微細組織を図 7.15 に示す。接合圧力が 160 MPa から 220 MPa に増加すると、接合界面における相互拡散層の幅が 5.7 μm から 0.8 μm に減少している。これらの結果から、160 MPa から 180 MPa までの接合圧力の増加に伴う継手引張強度の増加は、相互拡散層の幅の減少に伴って脆い IMC 層の形成が抑制されたことが原因であると考えられる。接合界面の SEM 写真から、接合圧力 160 MPa および 180 MPa では欠陥のない健全な接合界面が形成しているが、接合圧力 200 MPa と 220 MPa においては、白い点線の長方形で示すように接合界面において欠陥と未拡散部の存在が観察された。これらの欠陥および未拡散部が、接合圧力が 200 MPa を超える場合の引張強度低下の原因になると考えられる。

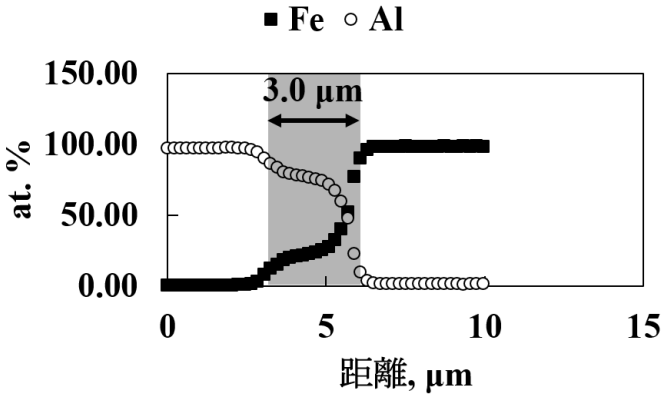

160 MPa
S45C
AA5052
5 µm


■ Fe ○ Al
150.00
100.00
50.00
0.00
at. %
5.7 µm
0
5
10
15
距離, µm


180 MPa
5 µm


■ Fe ○ Al
150.00
100.00
50.00
0.00
at. %
4.1 µm
0
5
10
15
距離, µm


200 MPa
5 µm


■ Fe ○ Al
150.00
100.00
50.00
0.00
at. %
3.0 µm
0
5
10
15
距離, µm

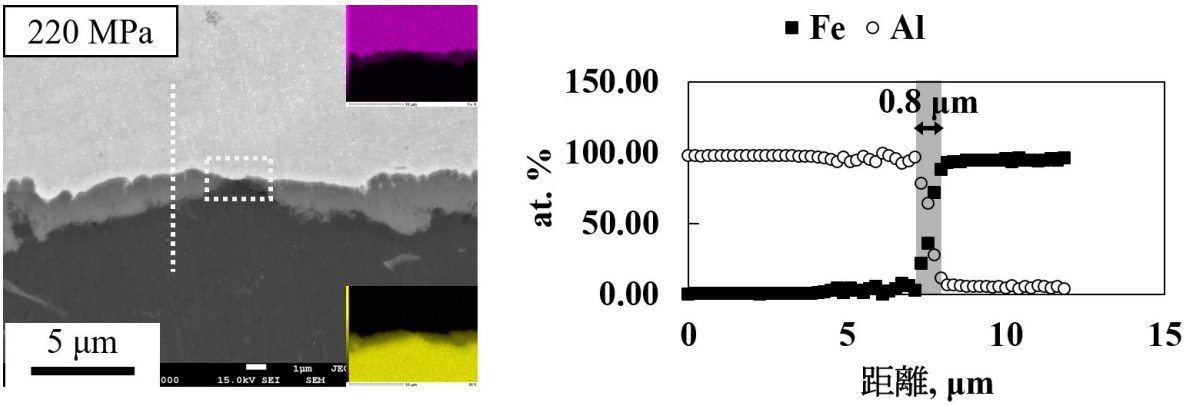


図 7.15　異なる接合圧力で作製した継手の接合界面の
SEM 写真および EDS 連続点分析結果

図 7.16 に熱画像カメラを用いて測定した接合中の最高到達温度を示す。接合圧力の増加に伴い、S45C 側と AA5052 側の最高到達温度が共に低下している。AA5052 側の最高到達温度の低下幅が比較的小さくなっているが、S45C 側からの熱伝導により、AA5052 側の接合温度に及ぼす接合圧力の影響がより小さくなったためだと考えられる。

160 MPa、200 MPa、220 MPa で作製した継手の S45C 側と AA5052 側の引張試験後の破面を図 7.17 に、180 MPa で作製した継手の引張試験後の破面を図 7.18 に示す。また、EDS 分析結果と、破面の各測定点に存在する可能性がある相を表 7.3 に示す。160 MPa、200 MPa、220 MPa の接合圧力で得られた継手の引張破断はいずれも界面で発生した。接合圧力 160 MPa の場合、S45C 側と AA5052 側の両方の破面に Fe_2Al、Fe_2Al_3、$FeAl_2$ を含む IMC 層の劈開破断面が全体的に観察された。接合圧力 200 MPa の場合、S45C 側と AA5052 側の両方の破面に、Fe_2Al、Fe_2Al_3、$FeAl_2$ の IMC 層の劈開破断面以外に、少量の Al 母材も観察された。接合圧力 220 MPa の場合、S45C 側の破面に IMC 層の劈開破断面以外に Fe の母材も観察され、AA5052 側には IMC 層の劈開破断面以外に Al の母材も観察された。また、表 7.3 を参照すると、接合圧力 200 MPa と 220 MPa で得られた破面の IMC 層劈開破断面に存在する Al 母材には、Al 母材の組成のみが検出されたが、220 MPa

で得られた S45C 側の破面にある Fe の母材には微量の Al が検出された。これは、S45C 側に微量の Al が拡散したことを示している。

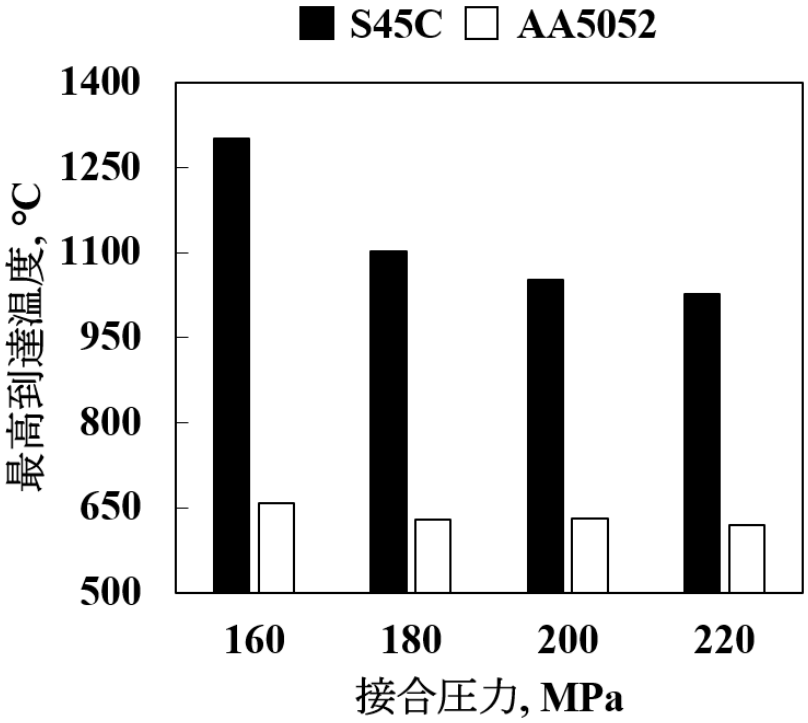


図 7.16　異なる接合圧力における接合中の最高到達温度

表 7.3　図 7.17 と図 7.18 に示した測定点における EDS 分析結果

点	**Fe**	**Al**	**Mg**	可能な相
P1	67.57	32.43	-	Fe_2Al
P2	36.37	63.63	-	Fe_2Al_3
P3	41.36	58.64	-	Fe_2Al_3
P4	34.26	65.74	-	$FeAl_2$
P5	68.75	31.25	-	Fe_2Al
P6	-	98.95	1.05	Al BM
P7	39.33	60.67	-	Fe_2Al_3
P8	-	98.92	1.08	Al BM
P9	34.23	65.77	-	$FeAl_2$
P10	93.48	6.52	-	Fe BM
P11	34.23	65.77	-	$FeAl_2$
P12	34.38	65.62	-	$FeAl_2$
P13	39.33	61.67	-	Fe_2Al_3
P14	6.16	92.38	1.46	Al BM
P15	41.38	58.62	-	Fe_2Al_3
P16	-	98.77	1.23	Al BM
P17	66.76	33.24	-	Fe_2Al
P18	41.36	58.64	-	Fe_2Al_3
P19	33.60	66.40	-	$FeAl_2$

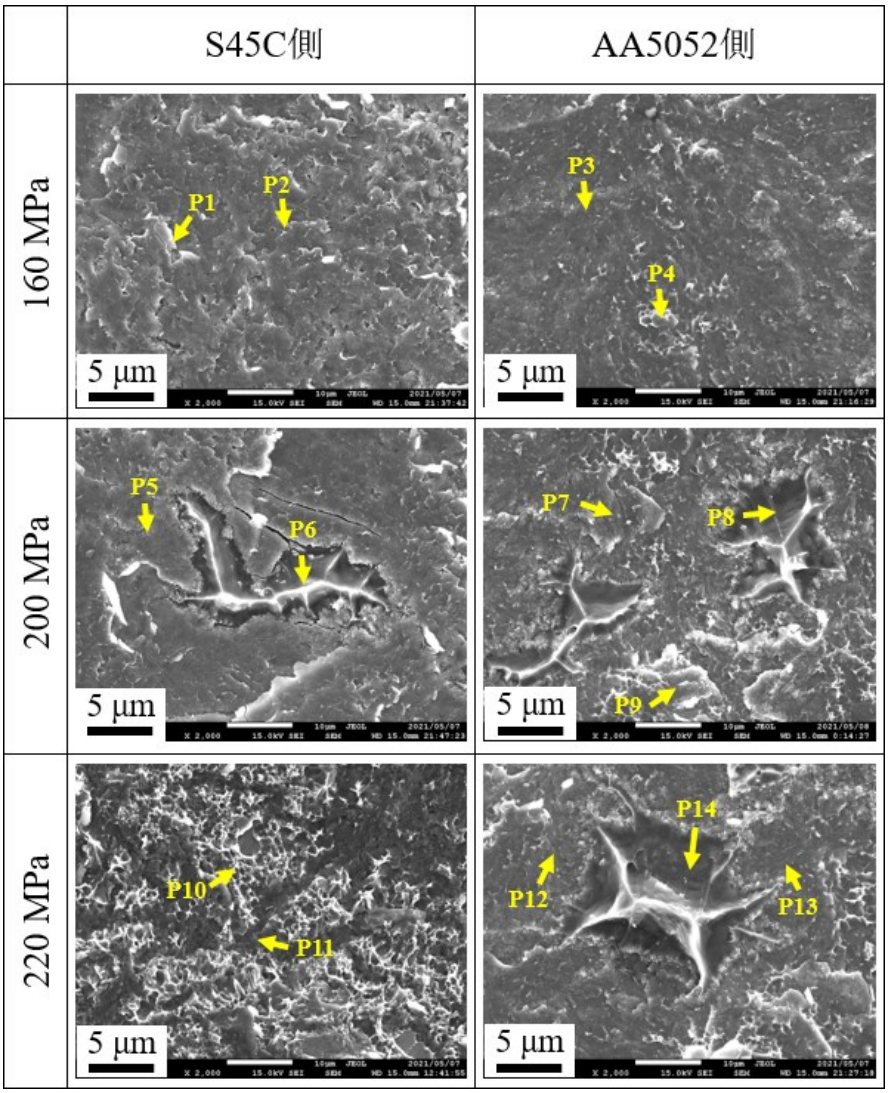


図 7.17　接合圧力 160 MPa、200 MPa、220 MPa での S45C 側と AA5052 側の破面の SEM 写真

また、図 7.18 に示すように、接合圧力 180 MPa で得られた継手引張試験後の破面は、黄色の Al 母材と紫色の IMC 層で構成される。Al 母材と IMC 層の拡大図も図 7.18 に示しているが、Al 母材にはカップとコーン形状の微細なディンプルが形成されており、IMC 層には平面の劈開破断面が観察された。

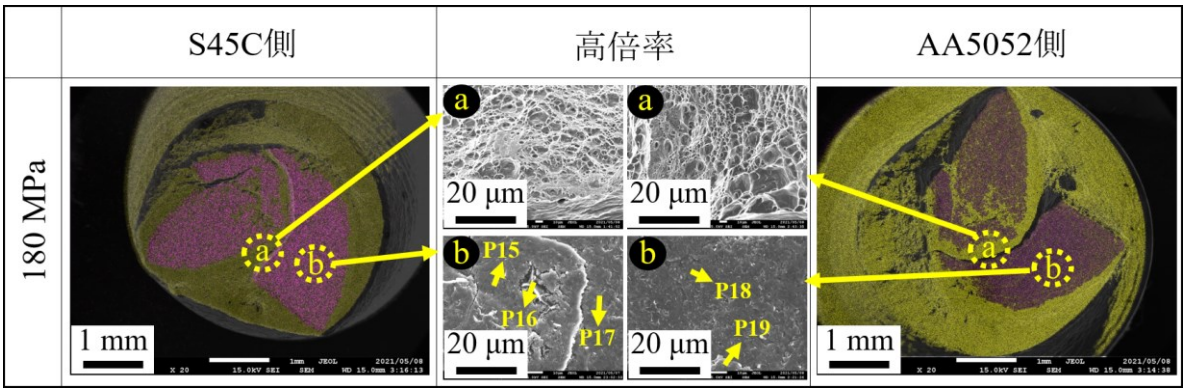


図 7.18　接合圧力 180 MPa での S45C 側と AA5052 側の破面の SEM 写真

これらの結果に基づいて、各接合圧力で作製した継手の引張破断位置を図 7.19 のように推測した。接合圧力 160 MPa で作製した継手は厚く脆い IMC 層内に破断したが、これは Al-Fe の異種接合において線膨張係数が大きく異なるため、接合温度が高くなると、冷却時に IMC に発生する応力が大きくなり、微小な欠陥が発生すると考えられる[36]。接合圧力 180 MPa で得られた継手では、接合界面における IMC 層と AA5052 側の HAZ 部の混合破壊が発生した。接合圧力 200 MPa の場合、得られた継手は接合界面の IMC 層に発生した欠陥に沿って AA5052 側を通過して亀裂が進展して破断したが、220 MPa の場合、未拡散部から亀裂が発生し、S45C 側と接合界面に存在する IMC 層との間で亀裂が進展して破断に至ったと考えられる。

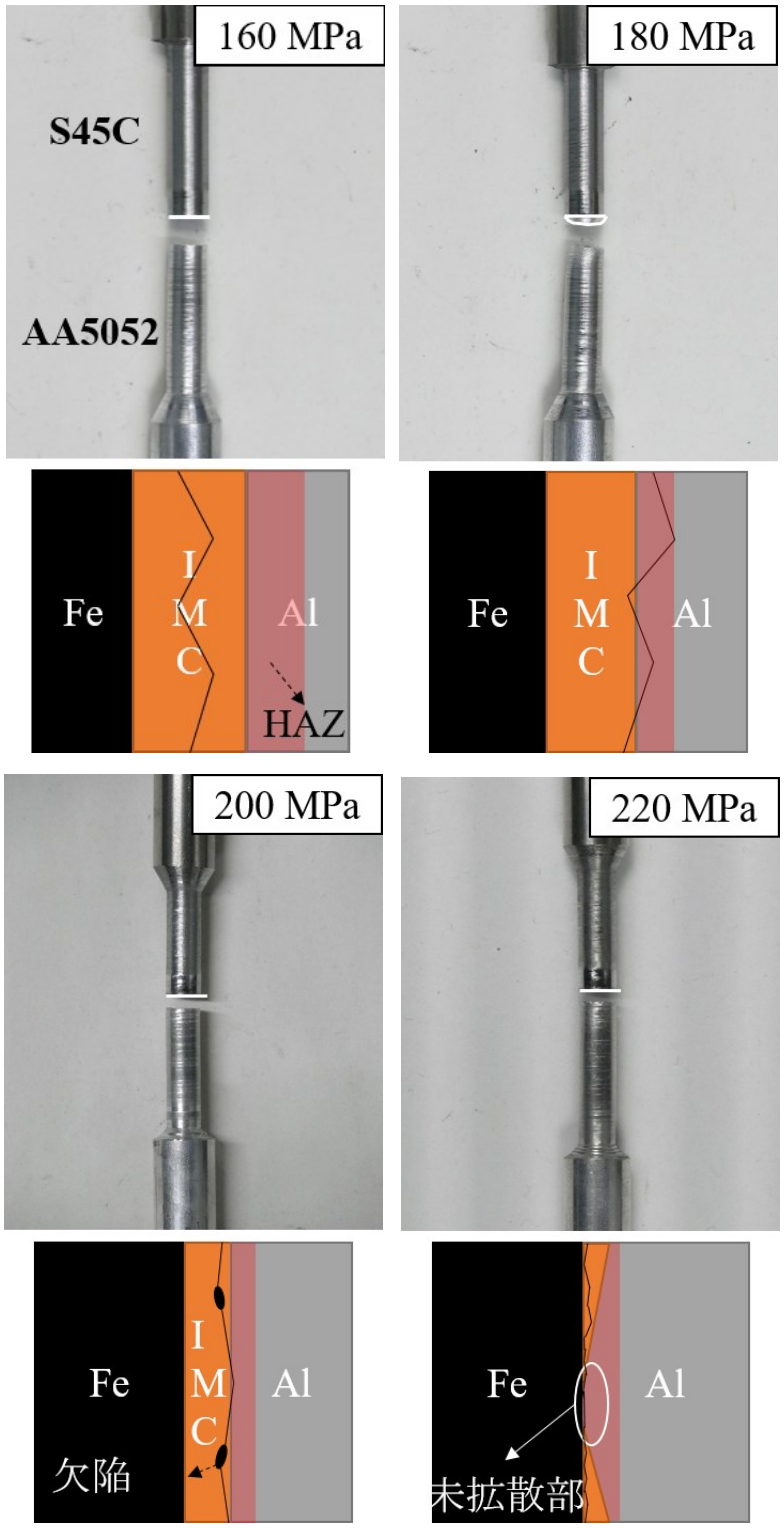


図 7.19　異なる接合圧力で得られた継手の引張破断位置の模式図

7.4　まとめ

本章では、変形抵抗の温度依存性に交点のない、すなわち、すべての温度において、片方の材料の変形抵抗がもう一方の材料の変形抵抗を上回る組み合わせとして、Al/Fe の異材組み合わせに対して、圧力制御通電圧接を用いた異種接合を試みた。電気抵抗が接合部長さに比例することを利用して、接合部長さ比を Al5/Fe6 から Al3/Fe8 まで変更させることにより、S45C 側の昇温速度を増加させ、AA5052 側の昇温速度を低下させることに成功した。その結果、S45C 側の変形を促進し、AA5052 側の変形を抑制することで、接合界面において両材料が均一変形した継手の作製を実現した。また、接合圧力の増加により接合温度を低下させることで、AA5052 側の転位回復による軟化部の幅と S45C 側のマルテンサイト変態による硬化部の幅を減少させるだけでなく、接合界面に形成した IMC 層の厚さを減少させることに成功した。接合圧力を 160 MPa から 180 MPa まで増加し、IMC 層の幅を減少させ、AA5052 側の HAZ 部の形成を抑制することにより、継手効率は 85 %の最高値に達した。一方で、接合圧力が 200 MPa を超える場合は接合温度が低くなり過ぎ、接合界面において欠陥や未拡散部が形成し、継手強度が低下した。

7.5　第 7 章の参考文献

[1] J. Choi, H. Liu, K. Ushioda, H. Fujii, Mater. Charact. 155 (2019) 109801.

[2] M.K. Kulekci, Int. J. Adv. Manuf. Tech. 39 (2008) 851-865.

[3] X. Wang, Y. Morisada, H. Fujii, J. Mater. Sci. Technol. 85 (2021) 158-168.

[4] H. Bang, H. Bang, G. Jeon, I. Oh, C. Ro, Mater. Des. 37 (2012) 48-55.

[5] J. Choi, Y. Morisada, H. Liu, K. Ushioda, H. Fujii, K. Nagatsuka, K. Nakata, Sci. Tech. Weld. Join. 25 (7) (2020) 600-608.

[6] 'The Final Report Summary of 2020 North America Light Vehicle Aluminum Content and Outlook', The Aluminum Association, July, (2020).

[7] S.M. Knupfer, A.J. Moore, Mater. Sci. Eng. A 527 (16-17) (2010) 4347-4359.

[8] W. Zhang, D. Sun, L. Han, D. Liu, Mater. Des. 57 (2014) 186-194.

[9] K. Bouche, F. Barbier, A. Coulet, Mater. Sci. Eng. A 249 (1998) 167-175.

[10] M.J. Torkamany, S. Tahamtan, J. Sabbaghzadeh, Mater. Des. 31 (2010) 458-465.

[11] K. Ueda, T. Ogura, S. Nishiuchi, K. Miyamoto, T. Nanbu, A. Hirose, Mater, Trans. 52 (2011) 967-973.

[12] K. Miyamoto, S. Nakagawa, C. Sugi, T. Ogura, A. Hirose, Weld. Int. 30 (2016) 675-687.

[13] R. Borrisutthekul, T. Yachi, Y. Miyashita, Y. Mutoh, Mater. Sci. Eng. A 467 (2007) 108-113.

[14] S. Kobayashi, T. Yakou, Mater. Sci. Eng. A 338 (2002) 44-53.

[15] T. Murakami, K. Nakata, H. Tong, M. Ushio, ISIJ Int. 43 (2003) 1596-1602.

[16] L. Cui, Z. Wei, B. Ma, D. He, H. Huang, Q. Cao, J. Manuf. Process 50 (2020) 561-572.

[17] H. Paul, R. Chulist, M. Miszczyk, L. Litynska-Dobrzynska, G. Cios, A. Galka, P. Petrzak, M. Szlezynger, Mater. Sci. Eng. A 784 (2020) 139285.

[18] M. Fukumoto, M. Tsubaki, Y. Shimada, T. Yasui, Jpn. Weld. Soc. 22 (2004) 309-314.

[19] T. Tanaka, T. Morishige, T. Hirata, Scr. Mater. 61 (7) (2009) 756-759.

[20] T. Ogura, Y. Saito, T. Nishida, H. Nishida, T. Yoshida, N. Omichi, M. Fujimoto, A. Hirose, Script. Mater. 66 (2012) 531-534.

[21] T. Nishida, T. Ogura, H. Nishida, M. Fujimoto, M. Takahashi, A. Hirose, Sci. Technol. Weld. Join. 19 (7) (2014) 609-616.

[22] T. Ogura, H. Nishida, Y. Komiyama, M. Fujimoto, A. Hirose, J. Light Met. Weld. 55 (2) (2017) 56-62.

[23] A. Kar, B. Vicharapu, Y. Morisada, H. Fujii, Mater. Charact. 168 (2020) 110572.

[24] R. Jabraeili, H.R. Jafarian, R. Khajeh, N. Park, Y. Kim, A. Heidarzadeh, A.R. Eivani, Mater. Sci. Eng. A 814 (2021) 140981.

[25] T. Matsuda, R. Hatano, T. Ogura, R. Suzuki, H. Shoji, T. Sano, M. Ohata, A. Hirose, Mater. Sci. Eng. A 786 (1) (2020) 139437.

[26] R. Hatano, T. Ogura, T. Matsuda, T. Sano, A. Hirose, Mater. Sci. Eng. A 735 (2018) 361-366.

[27] X. Wang, Y. Morisada, H. Fujii, Mater. Sci. Eng. A 809 (2021) 141005.

[28] X. Wang, Y. Morisada, H. Fujii, J. Mater. Process Technol. 294 (2021) 117104.

[29] Y.F. Sun, H. Fujii, N. Takaki, Y. Okitsu, Mater. Des. 47 (2013) 350-357.

[30] D. Zhang, G. Qing, P. Geng, H. Ma, J. Manuf. Process. 64 (2021) 20-29.

[31] H. Wang, G. Qin, P. Geng, X. Ma, J. Manuf. Process. 49 (2020) 18-25.

[32] E. Taban, J.E. Gould, J.C. Lippold, Mater. Des. 31 (2010) 2305-2311.

[33] P. Li, H. Dong, Y. Xia, X. Hao, S. Wang, L. Pan, J. Zhou, J. Manuf. Process. 33 (2018) 54–63.

[34] H. Liu, Y. Aoki, K. Ushioda, H. Fujii, J. Mater. Sci. Technol. 46 (2020) 211–224.

[35] H. Liu, H. Fujii, Mater. Sci. Eng. A 800 (2021) 140303.

[36] R. Asthana, Solidification Processing of Reinforced Metals, 1998.

第 8 章　総括

本研究では、既存の溶融溶接法および固相接合法における高い接合温度や接合界面温度と組織の不均一性などの問題を解決するため、新規固相接合法として圧力制御通電圧接法を開発した。

中炭素鋼（S45C）の同種組み合わせ、アルミニウム合金（AA5052）の同種組み合わせ、チタン合金（Ti-6Al-4V）とステンレス鋼（SUS316L）の異種組み合わせ、およびアルミニウム合金（AA5052）と中炭素鋼（S45C）の異種組み合わせの 4 パターンの被接合材の組み合わせに対して、圧力制御通電圧接の適用可能性を検討した。本接合法では、電気抵抗熱を熱源として利用することで接合界面全域に均一な温度分布を付与することができ、接合圧力によって接合温度を正確に制御し、大きな接合圧力を印加することで低温での接合が可能となった。作製した継手に対して、微細組織観察および力学特性評価を行った結果、得られた各章の結言を下記のように述べる。

第 1 章は、序論であり、本研究の目的や本論文の構成について説明した。

第 2 章は、研究背景であり、代表的な固相接合法として挙げられる摩擦圧接における四つの材料組み合わせに対する先行研究を調査することで、研究の現状や問題点を述べた。

第 3 章は、圧力制御通電圧接の開発の詳細を説明し、新規固相接合法の接合原理を示した。また、接合装置の構成を紹介し、その温度制御機構について述べた。

第 4 章では、圧力制御通電圧接法を用いて中炭素鋼丸棒の同種接合を実施し、作製した継手における機械的性質の評価および微細組織の観察を行うことで、接合パラメータの影響を調査した。本接合法では、接合圧力によって接合温度を決定することができ、電流および寄り代は接合温度にほとんど影響を及ぼさないことを示した。また、電流値と寄り代は、それぞれ昇温速度と接合界面の変形量に大きな影響を及ぼすことを明らかにした。接合パラメータを適切に決定することで、接合界面全域に A_1 点以下の接合温度を実現するとともに、被接合界面の変形を促進することによって、脆いマルテンサイト、熱影響によ

る軟化領域および接合界面欠陥の全てを抑制し、母材と同等な引張特性を有する継手の作製に成功した。

第 5 章では、圧力制御通電圧接を用いて加工硬化系アルミニウム合金 AA5052-H34 の同種接合を行った。テーパ形状の試験片を用い、高寄り速度を付与して圧縮変形をさらに迅速にすることで、接合界面拡張に伴う接合界面温度低下の防止が可能になった。そこで、未接合部や欠陥の形成を効果的に抑制でき、健全な界面組織を有する継手が得られた。加えて、接合圧力の変更により接合温度を制御できる概念を利用して、接合圧力の増加により接合温度を低下することで、継手の熱影響軟化領域の形成が完全に抑制され、母材強度に匹敵する継手の作製に成功した。

第 6 章では、圧力制御通電圧接法を用いて変形抵抗の温度依存性が異なるチタン合金 Ti-6Al-4V とステンレス鋼 SUS316L の異材接合を行った。接合圧力を Ti-6Al-4V と SUS316L の変形抵抗-温度曲線の交点に対応する値に設定することで、両材料が当接する被接合面を半径方向に同時に変形することに成功した。また、電気抵抗熱を用いることにより、接合界面全域を均一に加熱することができると共に、低い温度と短い時間で接合を達成することで、熱影響軟化部の形成を抑制し、極めて薄い金属間化合物層を接合界面全域に均一に形成させることができた。その結果、ステンレス鋼側の母材での引張破断を実現し、100 %の効率を有する継手の作製に成功した。

第 7 章では、圧力制御通電圧接法を用いて、変形抵抗の温度依存性曲線に交点のないアルミニウム合金 AA5052 と中炭素鋼 S45C の異材接合を実施した。電気抵抗が接合部長さに比例することを利用して、各材料の電気抵抗を変更して変形挙動を制御することで、両材料を密着させながら同時に変形させることにより、健全な継手の作製を目指した。変形しやすい Al 側は電気抵抗を下げて変形を遅延させ、変形しにくい Fe 側は電気抵抗を上げて変形を促進することで、両材料の同時変形を実現し、健全な接合界面を有する継手の作製に成功した。また、接合圧力の増加により接合温度を低下させることで、熱影響部の幅

を減少させるだけでなく、接合界面に IMC 層の形成を抑制することにより、85 %の効率を有する継手の作製に成功した。

第 8 章では、本研究で得られた主な結論を総括した。

研究業績

Ⅰ. 受賞

[1]金属溶接協会　優秀発表賞　受賞タイトル「圧力制御通電圧接法を用いた軽金属と鉄鋼材料の異材固相接合」

Ⅱ. 学術雑誌論文

[1] Yeongseok Lim, Yoshiaki Morisada, Huihong Liu, Hidetoshi Fujii.

Ti-6Al-4V/SUS316L dissimilar joints with ultrahigh joint efficiency fabricated by a novel pressure-controlled joule heat forge welding method.

Journal of Materials Processing Technology. Volume 298, December 2021, 117283.

[2] Huihong Liu, Tetsuya Miyagaki, Yeongseok Lim, Masayoshi Kamai, Hidetoshi Fujii.

A Novel Pressure-controlled joule-heat forge welding method to fabricate sound carbon steel joints below the A_1 point.

Journal of Manufacturing Processes. Volume 68, Part A, August 2021, Pages 770-777.

[3] Yeongseok Lim, Yoshiaki Morisada, Hidetoshi Fujii.

圧力制御通電圧接 AA5052-H34 継手の微細組織と機械的特性に及ぼす寄り速度の影響.

Journal of Smart Processing. In press

[4] Yeongseok Lim, Yoshiaki Morisada, Huihong Liu, Hidetoshi Fujii.

A sound dissimilar AA5052/S45C joint formed by uniform and simultaneous deformation of both materials using pressure-controlled joule heat forge welding.

ISIJ International. In press

[5] Huihong Liu, Yeongseok Lim, Masayoshi Kamai, Hidetoshi Fujii.

Fabricating a 100%-efficiency joint of Ti-6Al-4V and SUS316L using a novel solid-state joining method.

Scientific Reports. Under Reviewing

[6] Yeongseok Lim, Yoshiaki Morisada, Huihong Liu, Hidetoshi Fujii.

Fabrication of a sound AA5052 joint with non-heat affected zone using by pressure-controlled joule heat forge welding.

Science and Technology of Welding and Joining. Submitted

Ⅲ. 学会発表

[1] 林泳錫、劉恢弘 、藤井英俊

ｼﾞｭｰﾙ熱大荷重局部変形接合法による Ti-6Al-4V と SUS316L の異種接合

溶接学会　平成 31 年度秋季全国大会　仙台　2019.09

[2] 林泳錫、劉恢弘 、藤井英俊

ｼﾞｭｰﾙ熱大荷重局部変形接合法による Ti-6Al-4V と SUS316L の健全異種継手の作製

溶接学会　令和 01 年度春季全国大会　ウェブ　2020.06

[3] 林泳錫、劉恢弘 、森貞好昭、藤井英俊

圧力制御通電圧接 Ti-6Al-4V/SUS316L 異材継手における接合界面形成機構の解明

溶接学会　令和 01 年度秋季全国大会　ウェブ　2020.09

[4] 林泳錫、劉恢弘 、森貞好昭、藤井英俊

圧力制御通電圧接法を用いた AA5052 と S45C の異材固相接合

溶接学会　令和 02 年度春季全国大会　ウェブ　2021.04

[5] 林泳錫、劉恢弘 、森貞好昭、藤井英俊

圧力制御通電圧接法を用いた軽金属と鉄鋼材料の異材固相接合

軽金属溶接協会　令和 02 年度講演大会　ウェブ　2021.12

謝辞

本研究は大阪大学工学研究科マテリアル生産科学専攻の大学院生としての研究活動の成果です。研究活動の遂行並びに本論文の執筆に当たり、終始一貫熱心な御指導、御指示をいただきました大阪大学接合科学研究所教授　藤井英俊博士に深甚なる謝意を表します。

本論文の執筆にあたり、多くの方々にご支援いただきました。特に、中間審査および最終審査では、宇都宮裕教授、廣瀬明夫教授より、貴重な御指導と御助言を賜りました。心から感謝申し上げます。

本研究の指針、論文の執筆、日々の研究において熱心な御指導を頂きました大阪大学接合科学研究所特任准教授　森貞好昭博士、同准教授　劉恢弘博士に深く感謝申し上げます。様々な装置の利用にあたって多くの御助言と御協力を頂きました大阪大学接合科学研究所特任研究員　釜井正義技官に深く感謝の意を表します。様々の実験や考察に多くの御協力や御助言をいただきました大阪大学接合科学研究所特任教授　潮田浩作博士、同助教　山下享介博士、同特任講師　青木祥宏博士、同特任講師　三浦拓也博士、国立研究開発法人物質・材料研究機構主幹研究員　柳楽知也博士に深く感謝し、御礼申し上げます。

本研究の遂行において引張試験、FIB 加工、TEM 観察、旋盤加工、放電加工、EPMA 観察などに御協力や御助言をいただきました中辻義弘さん、高橋誠さん、村上猛さん、花見眞司さん、植原邦佳さん、篠原睦夫さん、伊東万寿雄さん、安部由朗さん、塔本健次さん、遠藤豪美さんに御感謝申し上げます。

本研究室大阪大学接合科学研究所接合界面機構学分野の越野恵子秘書、近藤亜弥子秘書、椋田宗明博士、平田弘征博士、森正和博士、鍵谷圭博士、Sharma Abhishek 特任研究員、川久保拓海特任研究員、小倉卓哉さん、伍澤西さん、相原巧さん、Mohamed Saleh さん、苗暉淋さん、伊藤鉄朗さん、太田匡人さん、魚澄将俊さん、趙艶華さん、野口敦司さん、橋本康裕さん、陳軾銘さんには研究室生活を過ごし上で、いろいろとお世話になりました。

これ以外にも、離職した Lee Seungjoon 博士、Buchibabu Vicharapu 博士、Kar Amlan 博士、張文井博士、胡琰莹博士、卒業した Yoon Sungook 博士、崔正原博士、周夢然博士、汪小培博士、山下大輔さん、宮垣徹也さん、越智真理子さん、Muhammad Ariffin さん、稲垣拓也さん、浅井友也さん、福良篤司さん、李蔚豪さんに色々お世話になりました。

また、様々な面でお世話になりました大阪大学接合科学研究所、大阪大学工学研究科マテリアル生産科学専攻の関係者の皆様へ深く感謝申し上げます。

いつも自分の背景から信頼と応援をいただきました両親と家族、全北大学機械設計工学専攻教授　Moon Sangdon 博士、韓国生産技術研究所首席研究員　Lee Kwangjin 博士、同首席研究員　Kwon Euipyo 博士、同首席研究員　Kim Jaehwang 博士、同先任研究員　Song Ram 博士、東京工大　Oh Sungtak さんおよび友達に心より深く感謝いたします。