

超硬合金と鋼との TIG 溶接組織における複炭化物の形成

苫小牧高専 ○高澤幸治, 大連鉄道学院 趙 秀娟, 楊 徳新
北海道工試 鴨田秀一, 宮腰康樹, 室蘭工大 山森英明, 田頭孝介

要 旨

超硬合金と鋼を溶接すると、超硬合金/ビード境界に複炭化物が形成されることがある。複炭化物は接合強度を低下させる要因となるため、それが形成されない条件を明らかにする必要がある。本研究では、Fe-Ni 系溶加材を用いて WC-30mass%Co 合金と 0.48mass%C 鋼とを TIG 溶接し、溶接組織に及ぼす溶加材およびパス回数の影響を調べた。その結果、溶融境界近傍における Fe 濃度が複炭化物の形成に寄与していることがわかった。

1. はじめに

WC-Co 系に代表される超硬合金は、硬質材料の中でも硬さと靱性の両方の特性に優れていることから、切削工具をはじめとする耐摩耗部材用の材料として多く用いられている¹⁾。しかし、複雑形状のものをつくるのが難しく製品コストも高いことから、その適用範囲は制限を受ける。そのため、一般的には、小型の超硬合金チップを加工性に優れ比較的製品コストの低い鋼製部材に接合して使用される。現在のところ、実用化されている主な接合方法はスローアウェイチップ化とろう付けである。また、これら以外の接合法として、真空ホットプレスや放電プラズマ焼結を利用して超硬合金と鋼との傾斜組成複合部材を一体成形する焼結接合法が提案されている²⁾。

上述した以外の新しい接合法として、著者らは、超硬合金と鋼とをタングステン・イナート・ガス (TIG) 溶接で複合化する方法を提案している³⁾。超硬合金と鋼を溶接する場合、主として次の二つの問題が生じる。第一には、超硬合金とビードとの熱膨張係数の差に起因する熱応力である。この熱応力が大きくなると超硬合金/ビード境界近傍での割れの発生に至る。ただし、金属 (コバルト等) の量を段階的に増加させて熱膨張係数をビード部のそれに近づけた部位のある超硬合金を用い、そこにビードを盛ることで割れの発生を抑制できることがわかっている³⁾。第二には、超硬合金とビードとの相互拡散により、超硬合金/ビード境界近傍に複炭化物 ($\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$, $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ 等、以下、 η 炭化物と称す) が形成

される可能性である。 η 炭化物粒子は脆い組織であるので、密に形成されたり粗大化したりすると、継手の強度を低下させる要因となる。超硬合金と鋼との焼結接合では、鋼の炭素量の増加とともに形成される η 炭化物量が減少し、接合強度が増加することが報告されている²⁾。しかし、溶接では、超硬合金とビードとの反応が主となるため、詳細は不明である。

そこで、本研究では、超硬合金と鋼との TIG 溶接において η 炭化物が形成されない条件を明らかにするため、超硬合金/鋼溶接組織に及ぼす溶加材成分および溶接パス数の影響を調べた。

2. 実験方法

図 1 に実験方法の模式図を示す。供試材は、超硬合金として WC-30mass%Co 合金、鋼として 0.48mass%C 鋼 (JIS S45C) を用いた。形状は両者とも同じく直径 32mm、厚さ 6mm とした。これらをそれぞれ半円状に切断し、突合せの開先角度が 60° となるように加工して両者を TIG 溶接した。溶接条件は、溶接電流: 90A, シールドガス: 溶接用純 Ar, 溶接速度: 40mm/min である。溶加材は直径 1.2mm の純 Ni および Ni-37mass%Fe 合金線材を用い、溶接パス数を 1 および 4 層として計 4 種類の溶接継手を作製した。以下、これらの継手を Ni-1, Ni-4, NiFe-1 および NiFe-4 試料と称す。得られた溶接継手を短冊状に切断し、継手断面について光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡による組織観察、波長分散型 X 線分光分析装置 (WDS) による元素濃度測定を行った。

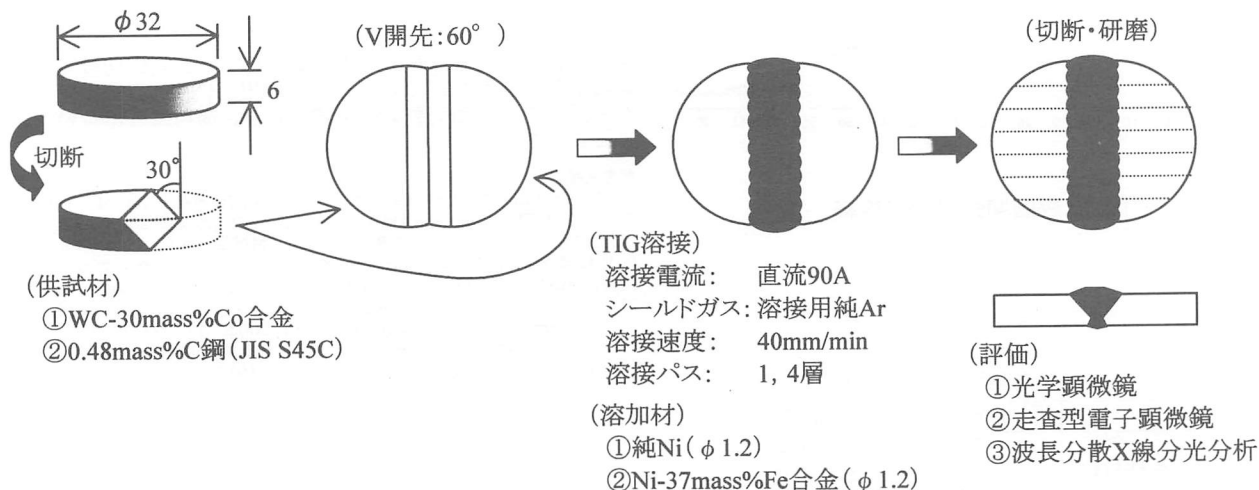


図 1 実験方法の概略図

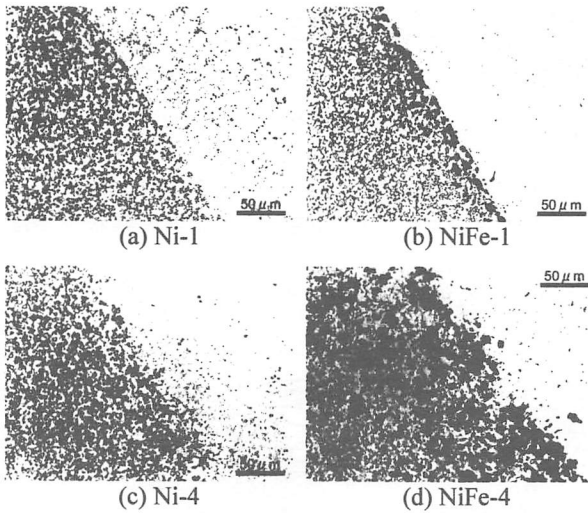


図2 超硬合金/ビード境界近傍の組織

3. 実験結果および考察

図2に、超硬合金/ビード境界近傍の組織の光学顕微鏡組写真を示す。これらは、ダイヤモンドバフにて鏡面研磨した後、 η 炭化物を検出するために村上試薬で数秒間エッチングしたものである。写真左上から右下へと直線状に超硬合金/ビード境界が形成されている。そこから左側が超硬合金、右側がビードである。超硬合金の組織は、基本的には粒径数 μm のWC粒子と結合相からなっている。しかし、NiFe-1およびNiFe-4試料の超硬合金/ビード境界近傍の超硬合金組織に黒い粒状の組織が認められる。この粒状の組織は η 炭化物である。ただし、個々の η 炭化物粒子は $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ あるいは $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ 単相ではなく、両者が混在しているか、もしくは $(\text{M,W})_6\text{C}$ 型複炭化物(MはFe, NiあるいはCo)であることがWDSによる分析結果から示唆されている。この η 炭化物粒子は、NiFe-1試料では境界から超硬合金側へ約 $10\mu\text{m}$ 、NiFe-4試料では約 $100\mu\text{m}$ の領域に疎らに形成されていた。これらの結果より次のことがいえる。すなわち、 η 炭化物は溶加材のFe含有量および溶接パス数の増加とともに、形成され易くなる傾向を示している。

図3に、各試料の断面において、超硬合金/ビード境界を横断する線に沿ってNiおよびFeの濃度分布を測定した結果を示す。なお、この横断する線は試料上下端面と平行で断面中央近傍のものである。グラフ中央の0mm地点が超硬合金/ビード境界であり、負側が超硬合金、正側がビードである。ビード部に着目すると、Ni-1およびNi-4試料は溶加材として純Niを用いているにもかかわらず、溶接で形成されたビードには約30~40at%のFeが含まれている。これは、溶接時、熔融池に相当量の鋼母材が溶け込んだためであると考えられる。同様の理由より、NiFe-1およびNiFe-4試料においても、ビードのFe濃度は溶加材単体でのFe含有量37at%よりも大きい。また、ビードのFe濃度の増加量は、溶接パス数が4層の試料(Ni-4, NiFe-4)の方が1層の試料(Ni-1, NiFe-1)よりも大きい。これは、溶接パス数の増加とともに鋼母材の溶け込み量も増加するためである。ビードの平均Fe濃度は、Ni-1, Ni-4, NiFe-1, NiFe-4の順に増

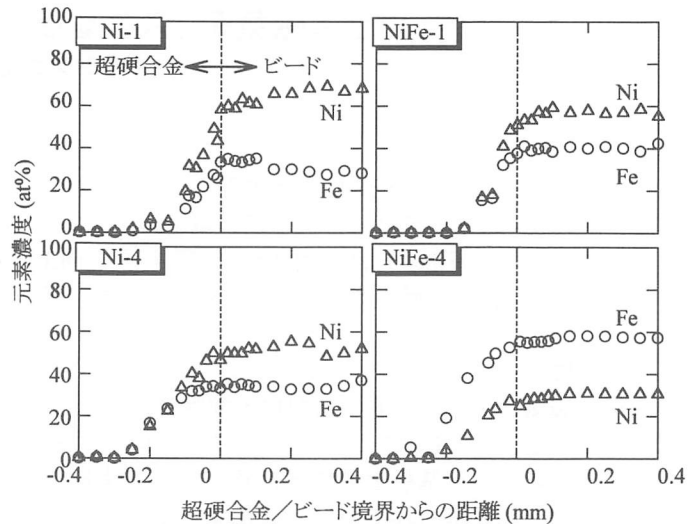


図3 超硬合金/ビード境界近傍の元素濃度分布

加している。超硬合金部に着目すると、各試料とも、ビードから超硬合金側へとNiおよびFe原子が拡散している。これらの拡散距離は溶接パス数が4層の試料の方が1層の試料よりも大きい。これは、溶接パス数の増加により試料の温度が上昇することと、その高い温度に曝される時間が増加したことに起因する。また、超硬合金/ビード境界近傍の超硬合金部におけるNiおよびFe濃度はビード部におけるそれにしたがっており、Ni-1, Ni-4, NiFe-1, NiFe-4の順にNiが減少し、Feが増加している。

η 炭化物の形成領域(図2)と、その領域におけるFe濃度(図3)との関係について考える。NiFe-1試料では、超硬合金/ビード境界から超硬合金側へ約 $10\mu\text{m}$ の厚さに η 炭化物が形成された。この領域のFe濃度を η 炭化物が形成される臨界濃度とするならば、超硬合金部の結合相のFe濃度が約40at%以上で η 炭化物が形成されると考えられる。このことは、NiFe-4試料の結果からも支持される。言い換えると、溶加材成分や溶接作業条件の調整により、ビードから超硬合金側へのFe原子の拡散を抑制することで、 η 炭化物の形成が抑制されると考えられる。

4. まとめ

- (1) 溶加材としてNi-37mass%Fe合金を用いた場合、超硬合金/ビード境界近傍に $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ や $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ 等の複炭化物、すなわち η 炭化物が形成された。また、溶接パス数とともに η 炭化物の形成量は増加した。一方、純Ni溶加材では η 炭化物は形成されなかった。
- (2) 溶接時にビードから超硬合金側へFe原子が拡散し、超硬合金/ビード境界近傍の超硬合金部においてFe濃度が増加することで、その領域における η 炭化物の形成が促進される。

引用文献

- 1) 鈴木壽 編著: 超硬合金と焼結硬質材料, 丸善, (1986).
- 2) 宮腰康樹ら: 粉体および粉末冶金, 44(1997), 958.
- 3) 嶋田秀一ら: 日本塑性加工学会 第43回接合・複合分科会, (2000).