고융점 금속의 미소형상 정밀주조를 위한 탄소몰드의 적용성에 관한 연구

지창욱 · 이은주 · 김양도 · 임영목^{a,*}

부산대학교 재료공학과, ^a한국기계연구원 부설 재료연구소 재료평가연구그룹

A Study on the Applicability of Carbon Mold for Precision Casting of High Melting Point Metal

Chang Wook Ji, Eun Ju Yi, Yang Do Kim and Youngmok Rhyim^{a,*}

Energy Materials Lab, School of Materials Science and Engineering,
Pusan National University, Busan 609-735, Korea

^aMaterials Characterization and Measurement Group, Korea Institute of Materials Science,
797 Changwondaero, Sungsan-gu, Changwon, Gyeongnam 641-831, Korea

(Received February 28, 2011; Revised March 10, 2011; Accepted March 24, 2011)

Abstract Carbon material shows relatively high strength at high temperature in vacuum atmosphere and can be easily removed as CO or CO₂ gas in oxidation atmosphere. Using these characteristics, we have investigated the applicability of carbon mold for precision casting of high melting point metal such as nickel. Disc shape carbon mold with cylindrical pores was prepared and Ni-base super alloy (CM247LC) was used as casting material. The effects of electroless Nickel plating on wettability and cast parameters such as temperature and pressure on castability were investigated. Furthermore, the proper condition for removal of carbon mold by evaporation in oxidation atmosphere was also examined. The SEM observation of the interface between carbon mold and casting materials (CM247LC), which was infiltrated at temperature up to 1600°C, revealed that there was no particular product at the interface. Carbon mold was effectively eliminated by exposure in oxygen rich atmosphere at 705°C for 3 hours and oxidation of casting materials was restrained during raising and lowering the temperature by using inert gas. It means that the carbon can be applicable to precision casting as mold material.

Keywords : Precision casting, Carbon mold, Electroless plating, Oxidation treatment, Reducing atmosphere

1. 서 론

다공성 소재는 오염물질 제거용 필터, 촉매담체 등의 환경산업, 연료전지 및 태양전지등의 대체에너지 산업, 고효율 열교환기 산업 등에 널리 활용되며 관련시장도 지속적인 성장 추세에 있다. 이중 고온환경용 다공성 소재의 경우는, 열적 안정성이 우수한 세라믹 소재가 주로 사용되고 있으나 내열충격성이 낮고, 공정이 복잡하며 고온 소결이 필요하다는 단점이 있다. 이에 반해 금속 다공성 소재는 자체적으로 촉매로 활용 될 수 있으며, 내열충격성 및 우수한 성형

성과 높은 열관리 특성 등의 장점을 가진다. 그러나 금속의 특성상 고온에서의 산화 및 조대화, 표면조도 감소 등에 의해 성능이 저하되므로 가혹한 분위기에 서도 장시간 높은 성능을 유지할 수 있는 다공성 소재의 개발을 위해 다각적인 연구가 진행되고 있으며, 국내에서도 “조성/구조 제어에 의한 고품능 다공성 금속 소재 기술개발”이라는 소재원천기술개발사업이 진행되고 있다[1].

현재 일반적으로 사용되고 있는 다공성 금속소재의 제조방법은 분말을 이용한 소결법과 저융점 금속 용탕의 발포법, 유기물폼에 PVD(Physical Vapor

*Corresponding Author : [Tel : +82-55-280-3607; E-mail : rhyim@kims.re.kr]

Deposition)로 금속을 증착한 후 전기도금을 하는 방법, 액상-기상-고상계면의 압력제어를 이용한 일방향 기공배열 방법(LOTUS법), 제거가능한 형틀을 이용한 주조법 등을 들 수 있으나 환경산업에 응용하기 위한 개기공(open-cell) 구조의 금속 다공체의 대량생산에는 주조법이 유리하므로 이와 관련된 다양한 연구가 진행되어오고 있다. 이 중에서도 수십 마이크로미터 이하의 미세한 기공을 생성시키기 위해서는 용출(leaching)이 용이한 프리폼(preform)에 용융금속을 함침(infiltration)시키는 방법이 유리하므로, 알루미늄과 같은 저융점 금속의 함침을 위한 프리폼으로 염화나트륨(NaCl)을 이용하는 방법이 연구되어왔다. 염화나트륨은 용질에 용해도를 낮추는 반응고(anti-solvent) 성분을 첨가함으로써 저렴한 비용으로 다양한 크기를 제어하여 생산할 수 있고[2-4], 알루미늄과 화학적으로 반응하지 않으며 비교적 용융온도가 높고 물에 의해 쉽게 용출이 되므로 알루미늄 다공성 소재의 생산에 적합하나[5, 6], 촉매 특성 및 고온에서의 기계적 물성으로 인해 널리 사용되고 있는 니켈과 같은 고용점 금속에는 적용이 불가능하다.

이에 반해 탄소소재는 고온진공분위기에서는 비교적 높은 강도를 나타내나, 고온산화분위기에서는 CO 또는 CO₂로 기화되어 제거가 가능하므로 이러한 특성을 이용하면 미세한 기공을 가진 고용점 금속 다공체 제조에 적용할 수 있을 것으로 예상되었다.

따라서 본 연구에서는 다공체 제조 예비 단계로써, 고온의 금속용탕에 대해 화학적으로 안정하고, 용이하게 제거가 가능한 프리폼(preform)을 선정함에 있어 탄소소재의 활용가능성을 확인하고자 하였으며, 이를 위해 탄소몰드와 고용점 금속 용탕과의 계면반응, 젖음성 개선을 위한 무전해 도금의 영향, 압력 및 온도 등 주조조건의 영향과 더불어 탄소몰드의 선택적 제거를 위한 분위기의 영향 등을 살펴보고자 하였다.

2. 실험방법

탄소몰드를 이용한 고용점 금속의 미소형상 주조품을 제조하기 위한 전체적인 실험절차는 그림 1과 같은 순서로 진행하였다.

그림 2에서와 같이 0.4 mm 직경의 원통형 기공을 가진 탄소몰드를 제작하기 위해 10 mm의 직경을 가진 탄소봉을 일정한 두께로 절단한 후 전기도금을

Fig. 1. Schematic diagram of the experimental procedure.

Carbon material

Fig. 2. Carbon disc with fine holes used as experimental carbon mold.

Table 1. Composition of the electroless Ni plating bath

Chemical	Concentration
NiSO ₄ · 6H ₂ O	25 g/l
Sodium hypophosphite	25 g/l
Sodium citrate	50 g/l
pH/Temp.	4.45/65°C

이용하여 각각의 몰드마다 10개의 기공들을 가공하였다(step1). 그리고 탄소몰드의 도금 유무에 따른 젖음성 개선 효과가 있는지 알아보기 위해 무전해 도금을 실시하였다(step2)[7, 8]. 무전해도금공정의 전처리로 소수성인 탄소표면을 친수성으로 바꾸기 위하

Table 2. Nominal composition of the CM247LC superalloy (wt.%)

Element	Cr	Al	Ti	C	Ta	W	Mo	B	Zr	HF	Co	Ni
Content	8.0	5.54	0.72	0.07	3.3	9.4	0.48	0.016	0.02	1.4	9.5	Bal.

여 암모니아 용액을 이용하였고, 비금속인 탄소에 예민화 처리가 필요하므로 SnCl_2 10 g을 HCl 30 ml에 넣은 후 증류수로 1 l를 만든 용액에 상온 침적한 후, PdCl_2 용액을 이용한 활성화 과정을 순차적으로 수행하였다. 무전해 니켈도금욕의 조성은 표 1에 나타냈다[9].

본 연구에서 주조재로 사용한 Ni기 초합금인 CM247LC의 조성을 표 2에 나타내었으며, 고융점 금속 용탕을 원통형 기공들을 가진 탄소몰드에 효과적으로 가압하여 채워 넣기 위해 그림 3과 같이 탄소 및 질화붕소(Boron Nitride)로 이루어진 금형을 제작하였다[10]. 가압하중은 플런저(Plunger) 위에 올려지는 탄소 블록의 양으로 조절하였으며, 압력으로 환산하면 각각 0.014 MPa, 0.016 MPa, 0.018 MPa, 0.020 MPa 및 0.022 MPa 였다.

그림 3과 같이 제작된 금형에 원통형 기공을 가진

Fig. 3. Schematic diagram of carbon mold.

탄소몰드와 주조재를 넣고 진공로에 장입한 후 가압추를 올려놓고 6시간에 걸쳐 1550°C 및 1600°C까지 승온한 후 30분간 유지하고 상온까지 냉각시켰다(step3). 이때 최고온도에서의 진공로의 진공도가 10^{-3} torr 정도였으므로 주조재와 탄소의 산화가능성을 최소화하기 위해 승온 전 질소가스로 수차례 배기(purging)를 실시하였으며, 합침 시의 온도 및 압력과 무전해 도금여부에 따라 완전히 채워지는 몰드내의 원통형 구멍의 개수를 파악하여 주조특성에 미치는 영향을 비교하였다.

탄소몰드에 주조재가 용융, 합침되어있는 시편에서 탄소몰드만 선택적으로 제거하기 위해서는 온도에 따른 니켈과 탄소의 산화경향성을 고려할 필요가 있다. 엘링감 도표를 참고하면 171°C 이하에서는 Ni의 NiO로의 산화, 171°C 이상에서 705°C까지는 탄소의 산화에 의한 CO_2 생성, 705°C 이상에서는 CO 생성이 우선시 된다[11, 12]. CO_2 의 생성에 비해 CO의

Fig. 4. Schematic diagram of oxidation treatment conditions for selective removal of the carbon mold.

생성이 동일한 산소량에서 탄소의 반응량이 2배가 되므로 본 연구에서는 탄소몰드를 제거하기 위해 $2C + O_2 = 2CO$ 와 $C + O_2 = CO_2$ 반응의 경계 온도인 $705^\circ C$ 와 그 이상의 온도인 $750^\circ C$ 를 조건으로 하여 탄소몰드의 산화제거 실험을 진행하였다. 탄소몰드가 완전히 기화된 이후에는 주조재인 니켈기 초합금의 산화를 방지하기 위해 합침시편과 함께 8.1 g의 희생탄소를 함께 장입하였으며, 효과적인 탄소제거와 함께 니켈의 산화를 막을 수 있는 최적조건을 알아보기 위하여, 최고 온도에서 공급되는 산소의 압력을 0.005 MPa와 0.01 MPa로 변화시켜보았다. 또한 $171^\circ C$ 이하에서는 니켈의 산화경향성이 탄소의 산화경향성보다 높으므로 승온 및 냉각 시 주조재의 산화를 방지하기 위해 혼합가스($H_2(5\%)$, $N_2(95\%)$)를 0.015 MPa의 압력으로 지속적으로 공급하여 불활성 분위기를 유지하였다(STEP4)(그림 4).

이후 각 단계별로 제조된 시편에 대해 분석을 실시하였으며, SEM/EDS(JSM-5800)를 이용하여 탄소몰드와 주조재의 계면을 관찰함으로써 탄소몰드와 금속용탕이 반응하여 계면생성물을 형성하였는지의 여부를 관찰하였다(STEP 5).

3. 결과 및 고찰

무전해 도금을 통해 탄소몰드에 니켈 도금층이 균일하게 형성되었는지 관찰하기 위해 SEM으로 관찰한 결과, 그림 5에서와 같이 약 $10\ \mu m$ 두께로 균질한 도금층이 형성된 것을 알 수 있었으며 EDS를 이용하여 화학성분을 측정된 결과, 니켈이외에 무전해도금 시 유입된 인(P)과 탄소(C)가 검출되었다. 도금계면에서 탄소가 검출된 이유는 무전해 도금 시 화학반응에 의해 도금층 내부에 탄소가 포함되었다기 보다는 EDS 법의 특성상 기하학적인 위치관계에 의해 모재층인 탄소몰드의 성분이 검출되었기 때문인 것으로 사료된다.

$1600^\circ C$ 의 고온에서 니켈기 금속의 용탕과 탄소몰드가 화학적으로 반응하여 계면반응물이 생성된다면 탄소소재의 몰드로서의 활용은 불가능하다. C-Ni의 상태도[13]에서 보면 $1326.5^\circ C$ 에서 Carbon의 최고 고용도가 2.7 at.%이기 때문에 낮은 고용도로 인해 별다른 화학반응이 발생하지 않을 것이라 판단하였고, 이를 검증하기 위하여 $1600^\circ C$ 에서 합침을 실시한 시편의 계면을 SEM/EDS로 분석한 결과를 그림

Fig. 5. SEM images of electroless nickel plating.

Fig. 6. SEM micrograph with EDS analysis at the interface between carbon mold and Ni-based superalloy.

1550° C

Pressure(Mpa)		0.016	0.018	0.02	0.022
Plating O	Optical Image				
	Number of Infiltrated holes	0	0	4	10
Plating X	Optical Image				
	Number of Infiltrated holes	0	4	9	10

1600° C

Pressure(Mpa)		0.016	0.018	0.02	0.022
Plating O	Optical Image				
	Number of Infiltrated holes	0	4	9	10
Pressure(Mpa)		0.014	0.016	0.018	0.02
Plating X	Optical Image				
	Number of Infiltrated holes	4	9	10	10

Fig. 7. Effect of temperature, pressure and plating on infiltration (a) 1550°C and (b) 1600°C.

6에 나타내었다. SEM 관찰사진에서 알 수 있는 바와 같이 탄소몰드의 표면이 상당히 거친 조도를 가지고 있었음에도 불구하고 용융 금속이 기공없이 잘 충전되었으며, 이미지상으로는 계면에서 별다른 생성물이 관찰되지 않았다. 또한 EDS 분석에서도 니켈기 초합금인 주조재(CM247LC) 성분이 주로 검출되었으며 약간의 탄소가 검출되었는데 이는 기하학적 위치 관계 등에 따라 탄소몰드의 신호가 검출될 수 있음을 고려하면 계면에서 탄소화합물이 형성되었기 때문이라고는 보기 힘들다. 1600°C의 고온이라고 해도 니켈내 탄소의 고용도가 낮기 때문에 별다른 화학적 반응이 발생하기는 어려우므로 계면에서 니켈기 주조재와 탄소몰드의 계면반응물이 생성되지 않았다고 보는 것이 타당하다고 판단된다.

그림 7은 함침온도와 무전해도금유무 및 하중에 따른 함침거동을 비교한 결과로, 그림 7의 (a)는 1550°C에서 무전해도금 유무와 함침압력에 따른 함침결과 사진이다. 10개의 원통형 구멍이 완전히 채워지기 위해서는 가해진 압력이 0.22 MPa 이상이어야 했으나 무전해 도금된 시편의 경우, 동일한 압력에서 채워진 원통형 구멍의 개수가 많았다. 그림 7의 (b)는 1600°C에서 조건별로 함침을 실시한 사진으로, 무전해 도금이 안된 탄소몰드에서는 0.022 MPa에서 10개의 기공에서 함침이 되었지만, 도금된 탄소몰드에서는 0.018 MPa에서 10개의 기공이 완전히 함침되었다.

이와 같은 함침거동을 그림 8에 온도와 하중, 탄소몰드의 도금 유무 등에 따라 완전히 함침된 원통형 기공의 개수로 정리하였다. 온도가 상승함에 따라 함침 성공률이 증가한 이유는 1550°C 및 1600°C 조건이 주조재의 용융온도보다 충분히 높지만 온도증가에 따라 용탕의 점도저하로 유동성이 증가하였기 때문인 것으로 판단된다. 또한 본 연구에서 사용한 압력조건의 범위가 0.14 MPa에서 0.22 MPa로 그 차

Fig. 8. Comparison of infiltration tendency depending on temperature, pressure and electroless plating.

이가 크지는 않으나 압력이 증가함에 따라 함침된 원통형 기공의 수가 증가하는 경향이 뚜렷하게 나타났다. 특히 어느 경우에서나 0.014 MPa 이하의 압력에서는 완전히 충전된 원통형 기공이 전무하였으며 이는 금속이 완전히 용해되어 용탕상태가 되었다하더라도, 기공들의 면적을 합한 값이 몰드의 총면적에 비해 1.6%에 불과하므로 기공내 완전한 충진을 위해서는 일정 이상의 압력이 필요함을 의미한다. 일정 하중에서 무전해 니켈도금을 실시한 경우 그렇지 않은 경우에 비해 함침개수가 증가하였는데 이는 예상한 바와 같이 탄소와 금속간의 경우보다 금속과 금속간의 젖음성이 우수하기 때문에 함침특성이 향상된 것으로 판단된다.

함침된 시편에서 탄소몰드를 제거함으로써 실질적인 함침주조품을 얻기위해 산화처리를 실시한 결과를 표 3에 나타내었다. 실험방법에서 전술한 바와 같이 산화처리 시 탄소몰드가 완전히 제거되면 주조재의 산화가 발생하므로 이를 방지하기위하여 희생탄소를 함께 장입하였으며, 온도와 산소압력별로 2시간

Table 3. Weight change of the infiltrated specimen and sacrifice carbon depending on oxygen pressure and temperature during evaporation procedure for 2 hours

Temperature (°C)		Weight change	
O ₂ pressure (MPa)		705°C	750°C
0.005 MPa	(A)	Specimen: 280.42 mg Carbon: 613.59 mg	(C) Specimen: 264.76 mg Carbon : 4794.12 mg
0.01 MPa	(B)	Specimen: 236.71 mg Carbon : 1930.87 mg	(D) Specimen: 177.99 mg Carbon : 7149.30 mg

동안 산화분위기에 노출되었을 때 탄소몰드가 붙어 있는 함침시편의 무게변화와 희생탄소의 무게변화를 함께 정리하였다. CO발생과 CO₂발생의 경계인 705°C에서는 함침시편에 대한 희생탄소의 무게변화 비율이 약 2.2배에서 8.2배 수준이나 750°C에서는 이 비율이 18.1에서 40.2배 수준으로 급격히 증가하였다. 특히 750°C, 0.01 MPa인 (D) 조건에서는 희생탄소의 무게변화가 약 7.15 g으로 약 88%가 소모된 것으로 나타났다. 이는 온도증가에 따른 반응성 증가의 영향뿐만 아니라 CO₂생성에서 CO생성으로 산화기구가 변화하여 동일한 산소양에 대해 반응하는 탄소의 양이 배가된 것도 영향을 미쳤기 때문으로 판단된다. 705°C에서의 산소압력에 따른 변화를 살펴보면 산소압력이 증가함에 따라 함침시편 및 희생탄소의 무게변화량이 약간씩 증가하였으며, 절대적인 무게변화량은 유사한 수준이나 초기량 대비 비율적인 측면에서는 (B)조건이 (A)조건보다 함침시편에 부착된 탄소몰드의 제거에 효과적임을 알 수 있다. 750°C 조건에서는 산소압력이 증가함에 따라 희생탄소의 소모량이 급격히 증가하였으며 이에 비해 함침시편의 무게변화량은 오히려 감소하는 결과를 보였다. 이는 (D)조건의 경우, 함침시편의 표면에 산화층의 생성이 관찰되었는 바, 과도한 산화로 인해 희생탄소의 양이 적어져 산화물 발생에 따른 무게증가의 영향인 것으로 판단된다. 니켈보다 탄소의 산화경향성이 높은 고온에서 주조재가 산화된 것은 사용한 주조재가 순수 니켈이 아닌 보호성 산화피막형성능이 뛰어난 초합금소재였기 때문으로 사료된다. (A)조건과 (C)조건을 비교해보면 온도증가에 따라 함침시편의 무게변화량은 그다지 차이가 나지 않지만 희생탄소의 무게변화량은 급격히 증가한 것을 알 수 있다. 이는 750°C에서는 너무 과도한 산화성으로 인해 산소와의 반응 표면적이 상대적으로 작은 함침시편보다는 희생탄소의 산화가 과도하게 진행되기 때문으로 판단된다. 또한 함침시편의 무게변화량은 오히려 온도증가에 따라 약간 감소한 것으로 나타났으나 이에 대해서는 함침시편의 초기 무게량을 동일하게 제어하지 못했기 때문에 발생하는 오차를 고려해야할 것으로 보인다. 추후 보다 다양한 조건에서, 각 시편의 표면적 및 무게를 정확히 제어하고, 질량유량계(MFC)를 이용하여 산소소모량을 정량적으로 조절함으로써 보다 신뢰도 있는 최적 산화조건을 도출하기 위한 연구를 진행할 예

Fig. 9. Image of cylindrical precision casting after oxidation treatment.

정이나 현재로써는 시료의 잔존탄소가 가장 깨끗하게 제거된 705°C, 0.01 MPa 압력의 (B)조건이 최적인 것으로 판단되었으며, 2시간의 산화처리 후에도 시편표면에 약간의 잔존 탄소가 존재하였으므로 3시간 동안 산화처리를 실시하였다.

그림 9는 상기 조건의 산화 처리를 통해 탄소몰드가 제거된 원통형 미세형상을 가진 정밀 주조제품으로써, 몰드의 표면조도가 그림 6에 보이는 바와 같이 경면상태가 아니므로 표면부위가 거칠어보이는 하나, 산화처리전 사포를 이용하여 연마한 원기둥의 최상면에서는 광택이 관찰되는 것으로 보아 탄소몰드의 산화처리 시에도 분위기 제어를 통해 주조품의 산화는 효과적으로 방지된 것으로 판단되며, 미세형상을 가진 고융점 금속의 함침주조 시 탄소몰드를 적용할 수 있음을 확인하였다.

4. 결 론

고온, 진공상태에서 탄소 몰드를 이용, 고융점 금속에 하중을 가하여 용융 함침을 실시한 후 705°C 산화분위기에 탄소몰드를 제거함으로써, 다공체 제조 예비 단계에서 탄소소재의 주조몰드로서의 활용가능성에 대하여 살펴보고자 하였다.

1. Ni 기 초합금의 용탕과 탄소몰드 계면에서 별다른 계면생성물이 관찰되지 않았으며 이는 고온도 한계로 인해 특정한 화학적 반응이 발생하지 않았기 때

문으로 판단되었다.

2. 1550°C~1600°C에서 합침을 실시한 결과 미세한 형상에 합침이 이루어지기 위해서는 일정이상의 하중이 필요한 것으로 나타났다.

3. 무전해 도금을 실시한 경우, 보다 낮은 온도 및 하중조건에서 합침이 이루어졌으며 이는 무전해니켈 도금이 효과적으로 젖음성을 개선시켰음을 의미한다.

4. 동일 하중에서 온도가 높을수록 합침률이 높아진 것은 온도 상승에 따른 용탕의 유동성 증가에 기인한 것으로 판단된다.

5. 705°C, 산소분위기, 3시간의 산화처리 조건에서 탄소몰드를 산화, 제거함으로써 탄소몰드를 사용하여 정밀형상 구조품의 제조가 가능하다는 것을 확인할 수 있었으며, 이는 이러한 합침/산화제거 공정이 고 융점 금속다공체 제조에도 적용가능하다는 것을 의미한다.

감사의 글

본 연구는 지식경제부 소재원천기술개발사업의 연구비 지원으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참고문헌

[1] Y. M. Gong, J. C. Kim, B. K. Kim, H. J. Rhu, Y. H.

Lee, W. C. Kang, G. A. Lee and J. Y. Yoon: Korean Inst Of Metal And Materials, **23** (2010) 4.
 [2] T. G. Zijlema, R. J. Hollman, G. J. Witkamp and G. M. Rosmalen: J. Cryst. Growth, **198.199** (1999) 789.
 [3] T. G. Zijlema, G. J. Witkamp and G. M. Van Rosmalen: J. Chem. Eng. Data, **44** (1999) 35.
 [4] T. Sata: Ceram. Int., **20** (1994) 39.
 [5] C. San Marchi and A. Mortensen: Acta Mater., **49** (2001) 3959.
 [6] F. Han, H. Cheng, J. Wang and Q. Wang: Scripta Mater., **50** (2004) 13.
 [7] S.-Y. Chun, Y.-M. Rhyim, D.-H. Kim and J.-H. Lee: Journal of the Microelectronics & Packaging Society, **17** (2010) 75.
 [8] Y. M. Rhyim, D. H. Kim and J. H. Lee: Korea, Kr 2010-0042958 (2010).
 [9] S.-Y. Cheon, S.-Y. Park, Y.-M. Rhyim, D.-H. Kim, J.-H. Lee: Current Applied Physics, **11** (2011) 790.
 [10] Y. M. Rhyim and D. H. Kim: Korea, Kr 2010-0042979 (2010).
 [11] J. H. E. Jeffes: Ellingham Diagrams, Encyclopedia of Materials: Science and Technology, (2008) 2751
 [12] David R. GASKELL: Introduction to the Thermodynamics of Materials, Scitech (1999) 366.
 [13] Thaddeus B. Massalski: Binary Alloy Phase Diagrams Second Edition, Massalski, **2** (1990) 866.