

非破壊試験用チル試験片の作成*

池 浩之**、高川 貫仁**、佐藤 唯史***

鋳鉄は肉厚を薄くすると合金組織内にチルが生じやすくなることが知られている。そこで、我々は鋳鉄内のチルの判別が可能な装置の開発を行うため、鋳鉄中にチルを発生させ、その他の欠陥が無い試験片の作製方法について検討した。この時試験片の材種は、片状黒鉛鋳鉄のFC250とFC150を用いた。試験片の形状は、直径がφ50mmで、厚みが6mmと3mmの2種類とした。そして厚みが3mmの試験片を作製するときは、鋳型と冷やし金を用いた。

その結果、厚みが6mmの試験片の時、FC250は、試験片の表面で一部パーライトが生じた。また、合金内部には引け巣が生じやすかった。FC150は、チルの発生量が少なくなり、引け巣の発生も少なくなった。また3mmの試験片の時、いずれの材種も多量のチルが発生した。そして引け巣は減少した。しかし、湯回り不良と思われる巣が発生する場合があった。

キーワード：チル、引け巣、片状黒鉛鋳鉄、パーライト、非破壊試験

Making of chill test peace for nondestructive examination

IKE Hiroyuki, TAKAGAWA Takahito and SATO tadafumi

It is known that the cast iron comes to cause chill easily in the alloy when the thickness of meat is thinned. Then, the method of making the test peace in which the other was not defective was examined by generating chill in the cast iron so that we might develop the device that the distinction of chill in the cast iron is possible. The material of the test peace used JIS FC250 and FC150 of the gray cast iron. The diameter of the test peace has changed the thickness to 6mm and 3mm with φ 50.

As a result, the test peace situation of 6mm in the thickness, when the material was FC250, a part of pearlite was generated on the surface of the test peace. Moreover, the shrinkage cavity was caused easily in the alloy. The amount of generation of chill decreases as for FC150, and the generation of the shrinkage cavity has decreased, too. Moreover, a lot of chill was generated in each material at the test peace of 3mm. And, the shrinkage cavity has decreased. However, there was the cavity guessed to be misrun.

key words : chill, shrinkage cavity, gray cast iron, pearlite, nondestructive examination

1 はじめに

鋳鉄は化学組成、冷却速度などの違いによって、凝固する際にチルが現れる場合がある。一般的に冷却速度が速い場合、鋳鉄中の炭素Cはセメンタイト(Fe₃C)として晶出し、チル組織を示す。また、鋳鉄の基本であるFe-C系の共晶反応が安定系あるいは準安定系のいずれになるかは、冷却速度の他、含有される黒鉛化促進元素(Al、Si、Tiなど)あるいは白鉄化促進元素(S、V、Crなど)に影響されることも知られている¹⁾。そしてこれらの合金元素の鋳鉄組織に及ぼす影響は、添加量、溶湯の化学組成、溶解条件などにより一定でない。

ところで、最近は自動車部品の軽量化などのために鋳鉄の薄肉化がすすめられている。この薄肉の鋳造品は、鋳型からの冷却などで急冷されるためチルが生じやすくなる。そこで、製造現場では、方案の検討はもちろん、

上述したような溶湯の化学組成、溶解条件そして接種条件などあらゆる管理を行って、チルの発生を未然に防ぐ努力を行っている。しかし、様々な要因がチル化の原因となるためにチルを完全に防ぐことは困難であり、その対策に苦慮している。

東北大学の内一助教授を中心とする研究グループは、薄肉の片状黒鉛鋳鉄や球状黒鉛鋳鉄に存在する、チル組織を渦電流によって非破壊で判定可能とする装置の開発を行っている。この装置を開発するためには、均一なチル組織を有する標準組織片が必要である。しかし、巣などのチル以外の欠陥を含まずチルを均一に発生させた試験片はない。すなわち、試験片内にチルを発生させようとした場合、冷却速度の管理が困難となるため逆チルが生じたり、引け等により内部に巣が発生する場合がある。

* NEDO 産業技術研究助成事業

** 材料技術部

*** 材料技術部 (現：㈱ケーヒン)

そこで、我々は装置開発のための基準となる片状黒鉛
 鋳鉄のチル試験片の作製を試みた。

2 実験方法

試験片作製用の鋳型は、光造型で作製した原型をもと
 に、粒度#650の人工ムライトサンド製炭酸ガス型を用い
 た。鋳型の外観を図1に示した。

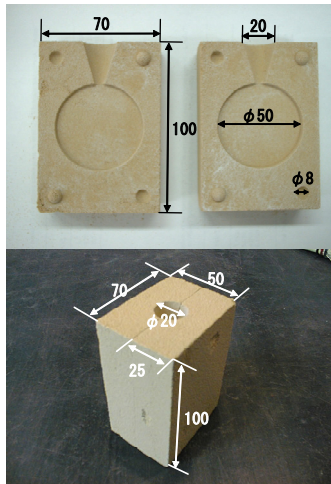


図1 厚み 6mm 試験片用の鋳型

この2つの鋳型を重ねて万力で固定し、湯口から鋳鉄
 溶湯を鋳込んで、直径50mmで厚みが6mmの試験片を作製
 した。ここで鋳込んだ溶湯は、2種類の片状黒鉛鋳鉄成
 分の溶湯で、溶湯ⅠはFC250相当、溶湯ⅡはFC150相当品
 である。そして、この時同じ溶湯で、鋳鉄溶湯のチル化
 に最も影響を及ぼすCとSiの量を変化させた。その方法
 は、まず銑鉄、フェロシリコン、電解マンガンそして電
 解鉄などの原料を目標の鋳鉄組成に調整した後、黒鉛る
 つばに原料を投入し、高周波誘導炉を用いて最高温度
 1,500℃で溶解した。次いで、脱滓後、約1,400℃で試験
 片鋳型に1回目の注湯を行った。その後残った溶湯を再
 度高周波誘導炉で1,500℃まで加熱、5分間保持した後、
 約1,400℃で2回目の注湯を行った。さらにもう1回同様
 の操作を行い3回目を注湯した。すなわち1回の溶解の高
 温保持時間を変化させる事により、CとSi量を変化させ

た3種類の試験片を作製した。尚ここでは、CとSi量の変
 化による組織変化を確認するために、接種は行わなかつ
 た。表1には、溶湯Ⅰ、Ⅱの調整成分と、全溶解量、そ
 して各試験片と同時鋳込みの試験片から測定した成分
 とScさらに参考のために、CEの値を示した。

さらに、完全なチル組織を得るために、図2に示した
 一方の鋳型を厚み6mmのSS材の冷やし金に変更した。こ
 れにより急冷効果を大きくし、溶湯Ⅰ、Ⅱと同じ組成に
 調整した溶湯を注湯、厚み3mmの薄肉試験片も作製した。

得られた試験片は、切断後、光学顕微鏡などによる試
 験片全体の断面組織評価を行った。

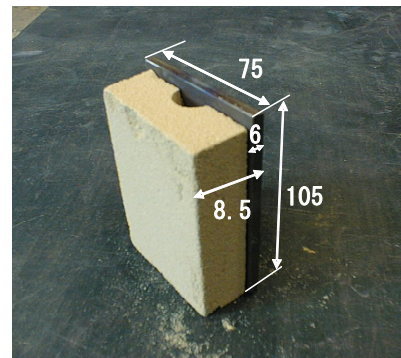


図2 冷やし金を用いた厚み 3mm 試験片用の鋳型

3 結果および考察

3-1 片状黒鉛鋳鉄の厚み6mm試験片の組織

溶湯Ⅰで1回目に注湯したときの試験片外観を図
 3(a)に示した。

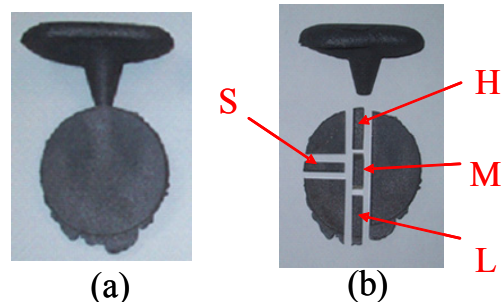


図3 溶湯Ⅰ (FC250 相当) の一回目注湯後と切断後の試験片

図1 各溶湯の成分と全溶解量

溶湯	試験片	各元素(%)							全溶解量 g	炭素飽和度 Sc	炭素当量 CE
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti			
Ⅰ	調整原料	3.3	1.9	0.7	0.015	0.01	0.013	0.002	5,848	0.91	3.94
	注湯1	3.4	1.809	0.663	0.016	0.0083	0.0173	0.0107	—	0.93	4.01
	注湯2	3.228	1.838	0.662	0.0159	0.0086	0.0181	0.0111	—	0.88	3.85
	注湯3	3.007	1.844	0.661	0.0157	0.0085	0.0184	0.0113	—	0.82	3.63
Ⅱ	調整原料	3.85	2.60	0.8	0.018	0.011	0.015	0.003	5,635	1.13	4.72
	注湯1	3.991	2.59	0.774	0.025	0.011	0.019	0.013	—	1.17	4.86
	注湯2	3.78	2.62	0.767	0.0247	0.01	0.019	0.013	—	1.11	4.66
	注湯3	3.479	2.633	0.755	0.024	0.0098	0.0198	0.013	—	1.02	4.36

このように1回目の注湯で肉厚6mmの試験片を3個作製した。鋳型併せ部から少々溶湯が漏れて鋳バリが発生したが、形状的にはほとんど問題のない試験片が作製できた。この試験片を図3(b)に示すように切断後、組織観察用試験片(S~L)を作成した。そしてピクリン酸で腐食した後の組織結果を図4に示した。図4の左が表面部で、右列が試験片内部である。そして上側が組織観察用試験片S、下側が同じくMである。ここでは省略したが、いずれの試験片にも白いセメンタイトが生じた。

また、白いセメンタイト中に斑点状にパーライト相が現れる共晶状のレデブライト組織となった。そして、試験片Mでは明瞭にごく表面部だけにパーライト相が生じた。これは表面部の冷却速度が速いため冷却当初はオーステナイト、セメンタイトの共晶が生じるが、晶出したセメンタイトは、鋳型や試験片内部からの熱供給により、表面部だけパーライトに変態したと考えられた。またここでは腐食したため分かりにくいだが、表面部には細かい共晶黒鉛も観察された。一方各試験片の内部は、パーライト相が表面に比較して多くなり、一部黒鉛の晶出も観察された。そして組織観察用試験片Mの内部では、引けによる巣が顕著に観察された。

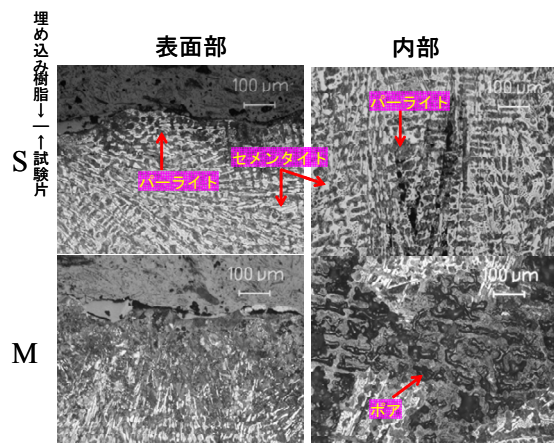


図4 溶湯 I の一回目注湯の試験片の組織例

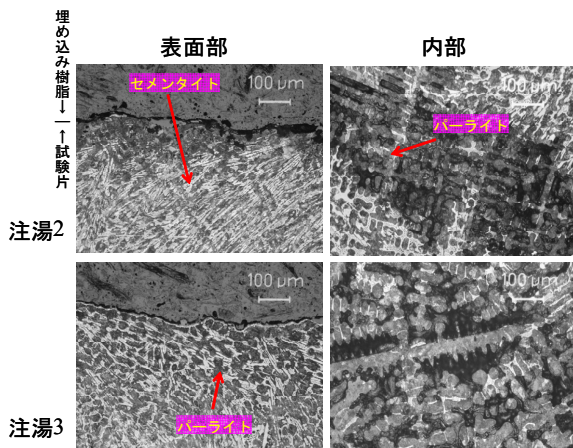
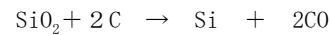


図5 溶湯 I の注湯 2, 注湯 3 の試験片の組織

次に図5には、溶湯 I を高温で保持して2回目、3回目に注湯した時の試験片の組織観察結果を示した。いずれも図3(b)と同様に切断した組織観察用試験片Mの表面部（左列）と内部（右列）の腐食後の組織である。これも同じくレデブライト組織が生じたが、図5では図4の試験片に比較して、ごく表面部のパーライト相の量が減少した。そして、図5の注湯3の試験片では、表面部はほとんどレデブライト組織に変化した。さらに、試験片内部に生じる引けによる巣の量は、注湯1に比較して注湯2、注湯3と高温での溶湯保持時間が長いほど、増加する傾向にあった。そして注湯3では、極端に大きな引け巣が、試験片中央に生じた。この表面部にパーライトが生じにくくなった理由は、まず1,500℃の高温で溶湯を保持したため、



の反応が進み、溶湯 I 中のC量は減少、Siは増加し炭素飽和度Sc（以下Scと省略）が低下したためと考えられる。すなわち、これにより黒鉛晶出のきっかけとなるSiO₂などのサブストレイトやカーボン・ミクロ・グループも減少したために、注湯3の溶湯はセメンタイト相がより生じやすくなったことが原因の1つと考えられた。そして鋳型や試験片内部から、溶湯の冷却速度がさらに速くなり、また鋳込み後の試験片の収縮等も大きくなった結果、セメンタイトからパーライトへの変態に必要なだけの熱が鋳型や試験片内部から供給されなかったことも理由と考えられた。上述したように、この溶湯 I の注湯3では、試験片内部にまで十分な熱供給が行われず、引けによる粗大な巣が発生した。

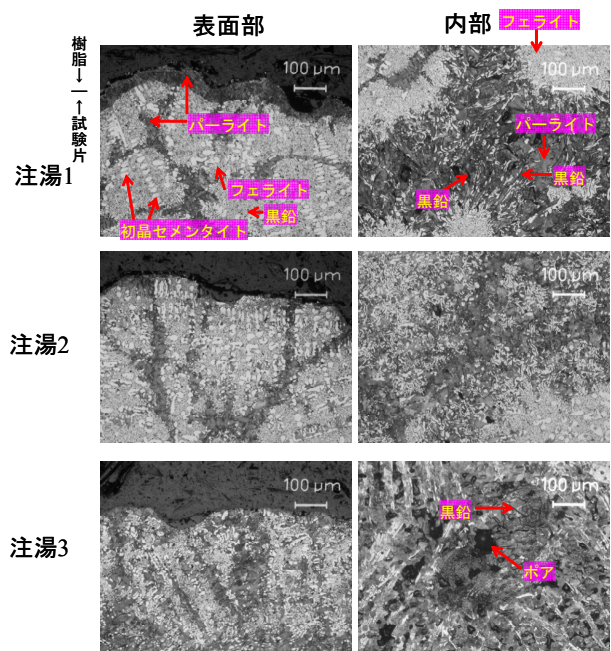


図6 溶湯 II (FC150相当) の各注湯の試験片の組織 (切断後の組織観察用試験片M)

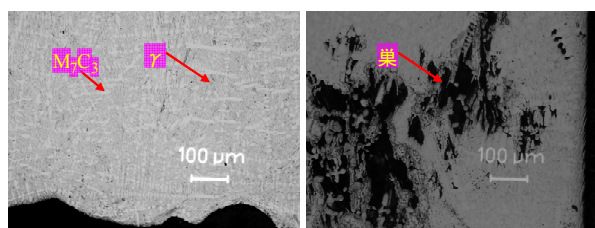
次に、溶湯Ⅱの注湯1、2、3それぞれの試験片中央部の組織を図6に示した。この場合いずれも $Sc > 1$ となったために、セメンタイトが生じにくかった。注湯1では、ごく表面部にパーライト相が生じ、初晶セメンタイトがデンドライト状に晶出、共晶セル状に微細黒鉛とフェライトが生じた。そして、試験片内部では、ばら状のB型黒鉛が晶出し、黒鉛中央部にはフェライトが析出した。注湯2では、表面部のパーライト相がほとんど消滅し、初晶セメンタイトが小さくなり、その量が増加した。そして内部ではB型黒鉛の形状が崩れて変化してきた。さらに注湯3では、表面の初晶セメンタイトがさらに細くなりその量も増加した。一方共晶セルの形状が崩れ、フェライトの量も減少した。そして内部ではデンドライト状のパーライトおよび黒鉛が生じ、引けによるポアが僅かに生じた。この溶湯Ⅱでも溶湯の高温保持時間が長くなるとセメンタイトが生じやすくなり、冷却速度も速くなるために、鑄型に接した試験片のごく表面のパーライト相が消滅し、内部に引けによる巣が生じた。

3-2 27Cr白鑄鉄および鑄鋼の6mm厚試験片の組織

溶湯Ⅱでは、いずれの注湯の場合も $Sc > 1$ であったため、初晶セメンタイトが多く生じたが、溶湯Ⅰに比較して、極端に多くの共晶セメンタイトは晶出しなかった。また溶湯Ⅰでは試験片内部に多くの引けによるポアが観察されたが、溶湯Ⅱでは初晶セメンタイトの晶出量が若干増加した注湯3の試験片で、わずかに観察されただけであった。よってセメンタイト晶出量が増加すると、図1の本鑄込み方案では試験片内部に引けによると思われるポアが発生しやすいと考えられた。そこで比較のために、通常の鑄込みで炭化物とオーステナイトの2相となる27Cr白鑄鉄を鑄込んで試験片を作製した。この時の組成は、

2.7mass%C-27mass%Cr-0.8mass%Si-0.8mass%Mn

の亜共晶である。高周波誘導炉を用いて1,570℃で溶解したのち、約1,550℃で注湯した。この試験片を切断して組織観察を行った結果を図7示した。表面部および内部は、黒鉛を全く晶出しない M_7C_3 とオーステナイト相から形成されていた。しかし、試験片内部では図7②に示したように大きな引けによる巣が生じた。これにより本方案では、チルが生じた場合引けが生じやすくなることが確認できた。またSC450鑄鋼で同様の試験片を作製した場合、試験片内部にはさらに大きな引け巣が生じた。



①表面部 ②内部

図7 27Cr 白鑄鉄試験片の組織

3-3 3mm薄肉試験片の組織

厚み6mmの試験片では、引け巣等の欠陥を含まないチル試験片が得られなかった。そこで、図2に示した冷やし金を用いて3mm試験片を作製した。図8(a)は、溶湯Ⅰ(FC250相当)の1回目と同成分の溶湯を鑄込んだ冷やし金に張り付いた状態の試験片を示した。試験片の表面は鑄型と接触していた面であるが、溶湯は十分供給され引け巣等は生じなかった。一方、図8(b)は冷やし金と接触していた試験片面を示したが、こちらは試験片の上部に湯回り不良と思われる巣が生じた。ここでは3つの鑄型に、次々と約5秒以内で鑄込んだが、最初より後の方がこの巣は生じやすかった。

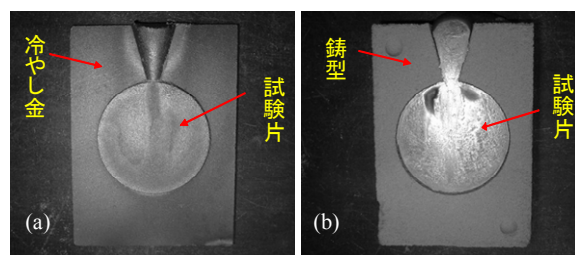
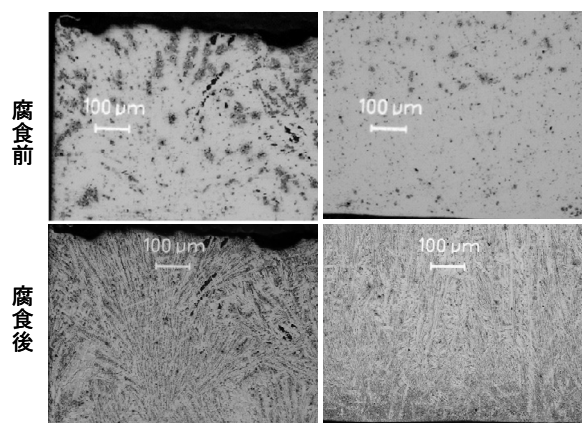
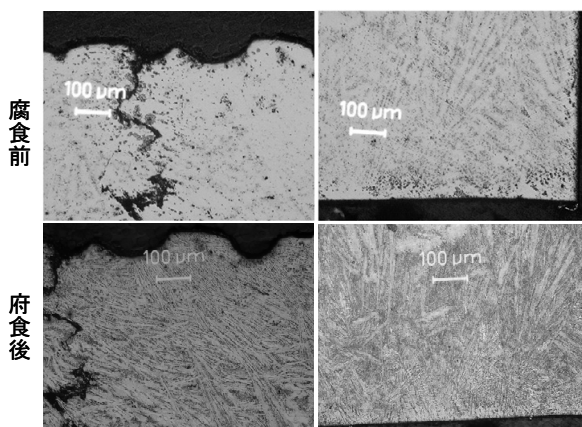


図8 溶湯Ⅰ(FC250相当)で冷やし金を用いた鑄型に鑄込んだ時の試験片外観



①砂型側 ②冷やし金側

図9 溶湯Ⅰで冷やし金を用いたの時の組織



①砂側 ②冷やし金側

図10 溶湯Ⅱで冷やし金を用いたの時の組織

図9には、最初に鋳込んだ試験片の観察結果を示した。腐食前の組織を観ると分かるように細かい共晶黒鉛と結晶間のマイクロポアが試験片内に生じ、砂型面に比較し冷やし金の面は、さらに細かい黒鉛粒およびマイクロポアが生じた。そして腐食を行うといずれの面にも多量のセメンタイトが観察され、パーライト相はセメンタイトの空隙にわずかに観察されるだけであった。また砂型面に比較して冷やし金面のごく表面は非常に細かいセメンタイト相も生じた。

同様に図10に溶湯Ⅱ（FC150相当）を鋳込んだ試験片の組織観察結果を示した。この場合も細かい共晶黒鉛およびマイクロポアが試験片全体に生じ、セメンタイト相も試験片に生じた。また溶湯Ⅰに比較して、溶湯Ⅱではセメンタイトの大きさが、冷やし金側、砂型側のいずれでも大きくなることが分かった。

この3mmの試験片では全面にセメンタイト相を形成することが可能となった。しかし、前述したとおり、試験片上部に大きな引け巣が生じやすいことから押し湯の形状をもっと大きくする必要があることが分かった。また、本試験片には細かい共晶黒鉛とマイクロポアが発生し、非常に脆い材質となったため、機械加工には慎重を要することも分かった。

4 結 論

FC250およびFC150相当の溶湯で、引け巣等の欠陥を含まず、試験片全体にチルを発生させた、薄肉試験片を鋳造により作製することを試みた。その結果以下の結論が得られた。

- (1) 厚さ6mmの試験片の場合、FC250相当の溶湯を基本とすると多量のチルが発生した。しかし、試験片のごく表面部はパーライトが生じた。また内部には引けによるポアが生じやすかった。
- (2) またFC250相当の溶湯で、Cを減少しSiを増加させると試験片表面部のパーライト相はほとんど析出しなくなるが、試験片内部の引け巣が大きくなった。
- (3) FC150相当の溶湯では、 $Sc > 1$ となったため、初晶セメンタイトのみが晶出した。またこの場合も表面にパーライトが析出した。同様にCを減少しSiを増加させると試験片表面部のパーライト相はほとんど析出しなくなるが、試験片内部の引け巣が生じた。
- (4) 厚さ3mmの冷やし金を用いた場合、いずれの溶湯でも全面にセメンタイト相が晶出した。しかし、微細共晶黒鉛とマイクロポアも試験片内に発生した。そして砂型側と冷やし金側でセメンタイトの大きさが変化した。また試験片上部で巣が生じやすいことから、押し湯形状を大きくすることが必要であることが分かった。

文 献

- 1) 鋳鉄の生産技術教本編集部会編：鋳鉄の生産技術，素形材センター